

# **Efeito da Maquinagem por Eletroerosão no Comportamento à Fadiga do Aço AISI D2**

*Gisela Filipa da Silva Ramos*

## **Dissertação de Mestrado**

Supervisor: Prof. Abílio Manuel Pinho de Jesus

Orientador: Prof. José Duarte Ribeiro Marafona

Orientador: Prof. Miguel Augusto Vigário de Figueiredo



**Mestrado Integrado em Engenharia Mecânica**

Julho 2016









Gostaria de deixar o meu agradecimento à operação **NORTE-01-0145-FEDER-000022** - **SciTech - Science and Technology for Competitive and Sustainable Industries**, projeto de I&D cofinanciado pelo Programa Operacional Regional do Norte ("NORTE2020"), através do Fundo Europeu de Desenvolvimento Regional (FEDER).





## **Resumo**

O fenómeno de fadiga é um fenómeno, maioritariamente superficial e, como tal, pode ser afetado por diversos aspetos, como a qualidade superficial do material ou a presença de tensões residuais à superfície, aspetos esses que podem surgir do processo de eletroerosão. É neste âmbito que se insere a presente dissertação, em que o principal objetivo é o estudo dos efeitos da maquinagem por eletroerosão e dos seus parâmetros operativos no comportamento à fadiga do aço AISI D2. Os provetes foram maquinados pelo processo de eletroerosão por penetração utilizando dois conjuntos de parâmetros distintos e ensaiados à fadiga, em flexão em três pontos, em condições de deformação plana e com uma razão de tensões de 0.1. Estes resultados foram comparados com valores de referência obtidos para os provetes retificados.

Os resultados demonstram que o material utilizado possui uma microestrutura bastante heterogénea na qual existem inúmeros carbonetos de Crómio de dimensões elevadas com uma distribuição não uniforme e dispostos verticalmente em relação à superfície dos provetes, dificultando o processo de maquinagem e afetando negativamente o comportamento à fadiga do material. O material maquinado por eletroerosão apresenta uma microestrutura característica deste processo dividida em três zonas distintas: camada branca, zona afetada pelo calor e material base. A camada branca demonstrou um comportamento bastante frágil e com um padrão de fissuração característico. Também a rugosidade dos provetes maquinados apresentou-se superior à rugosidade dos provetes retificados. O comportamento à fadiga também é afetado pelo estado em que o material se encontra assim como pelos parâmetros de eletroerosão utilizados na maquinagem, apresentando os provetes retificados uma vida à fadiga mais longa.



## Effects of Electrical Discharge Machining on Fatigue Behaviour of AISI D2 Steel

### Abstract

The fatigue phenomenon is mainly superficial and, as such, can be affected by various aspects such as the surface quality of material or the presence of residual stresses at the surface, aspects which may arise in the EDM process. It is in this context that this thesis fits, in which the main goal of this dissertation is the study of the effects of EDM and the EDM operative parameters in the fatigue behavior of AISI D2. Specimens were machined by the EDM process using two different sets of parameters and three point bending fatigue tests of rectangular specimens are performed with a stress ratio of 0.1. These results were compared with reference values obtained for grinded samples.

The results show that the material used has a very heterogeneous microstructure in which there are numerous chromium carbides of high dimensions with a nonuniform distribution and arranged vertically in thickness direction of the test pieces, hindering the machining process and negatively affecting the fatigue behavior of the material. The EDMed specimens show a microstructure characteristic of this process divided into three distinct zones: white layer, heat-affected zone and base metal zone. The white layer shows a very brittle behavior with a cracking pattern. Also the roughness of the EDMed specimens was higher to the roughness of grinding specimens. The fatigue behavior is also significantly affected by the parameters used in EDM machining and the EDM process itself, when compared to the grinding process. The grinding specimens showed longer fatigue lives than EDMed specimens.



## **Agradecimentos**

Ao Prof. Abílio de Jesus, supervisor na FEUP, pela oportunidade e privilégio de realizar esta dissertação. Pela orientação, disponibilidade, troca de ideias, incentivo, dedicação e sobretudo pela forma como sempre me tratou e pela confiança depositada em mim. Foi sem dúvida uma experiência bastante enriquecedora poder aprender com alguém tão experiente.

Ao Prof. José Marafona e ao Prof. Miguel Figueiredo, orientadores na FEUP, o meu profundo agradecimento por todo o acompanhamento, dedicação, interesse, conselhos e toda a amabilidade para comigo. Sem a vossa ajuda, tudo teria sido mais complicado. Compartilhar conhecimentos com vocês foi para mim um enorme privilégio.

Ao Laboratório de Ensaios Tecnológicos por disponibilizar todos os meios necessários para a realização desta dissertação e ao Eng.º Rui Silva um sincero obrigada por toda a disponibilidade, ajuda prestada, apoio, sugestões, pela confiança depositada em mim e pelo companheirismo ao longo de todo este trabalho.

À D. Emília por toda a ajuda concedida e pela disponibilidade e preocupação pelo trabalho que sempre demonstrou.

Às Oficinas Mecânicas por disponibilizarem os meios necessários para a realização desta dissertação, em particular todos os meios para a maquinagem dos provetes.

Ao INEGI por disponibilizar os meios necessários à execução do trabalho, à D. Armanda Marques e ao Eng.º Rui Soares pela disponibilidade e ajuda prestada.

À empresa ThyssenKrupp pela disponibilidade e pelos tratamentos térmicos realizados.

À minha família, principalmente aos meus pais, Fátima Silva e Manuel Cruz, e avós Glória Fernandes e João Silva, pelo apoio incondicional, interesse, carinho, preocupação e sobretudo por todos os sacrifícios que até hoje fizeram por mim. Toda a vossa ajuda e incentivo foram fundamentais para ultrapassar as etapas mais difíceis.

Ao meu namorado e amigo, João Pinto, por todo o interesse demonstrado, apoio, carinho e por todo o incentivo, principalmente nos momentos mais difíceis. A sua ajuda, otimismo e confiança em mim foram fundamentais para a realização desta dissertação.

A todos o meu sincero obrigada.





# Índice de Conteúdos

<b>1</b>	<b>Introdução .....</b>	<b>1</b>
1.1	Objetivos e Enquadramento do Projeto.....	1
1.2	Organização e Estrutura da Dissertação.....	2
<b>2</b>	<b>Estado da Arte.....</b>	<b>5</b>
2.1	Processo de Eletroerosão.....	5
2.1.1	Descrição do Processo .....	5
2.1.1.1	Ciclo de Descarga – <i>Duty Cycle</i> .....	9
2.1.2	Variantes do Processo.....	13
2.1.2.1	Eletroerosão por Penetração ( <i>Die Sinking</i> EDM) .....	13
2.1.2.2	Eletroerosão por Fio ( <i>Wire</i> EDM) .....	15
2.1.3	Folga .....	19
2.1.4	Eléctrodo.....	20
2.1.5	Meio Dielétrico .....	23
2.1.6	Modificações Metalúrgicas.....	25
2.1.7	Medidas de Desempenho do Processo.....	31
2.1.8	Otimização do Processo.....	37
2.1.9	Aplicações do Processo .....	38
2.1.9.1	Aplicações Gerais do Processo .....	38
2.1.9.2	Aplicações do Processo de Eletroerosão por Fio.....	41
2.2	Fadiga.....	42
2.2.1	Conceitos Gerais .....	43
2.2.2	Solicitações de Fadiga .....	45
2.2.3	Solicitação Alternada Pura.....	46
2.2.4	Curvas S-N.....	47
2.2.5	Correções do Valor de Tensão Limite de Fadiga.....	52
2.2.6	Lei de Miner .....	62
2.2.7	Concentração de Tensões.....	63
2.2.7.1	Fator de Concentração de Tensões Teórico ou Elasto-estático.....	64
2.2.7.2	Fator de Redução da Resistência à Fadiga.....	66
2.2.8	Solicitações de Fadiga Uniaxiais com $\sigma_m \neq 0$ .....	67
2.2.9	Propagação de Fendas de Fadiga .....	71
2.2.10	Mecanismo do Processo de Fadiga.....	73
2.2.10.1	Fases do Mecanismo de Fadiga.....	74

2.2.10.2	Crescimento das Fendas de Fadiga.....	77
2.2.10.3	Lei de Paris .....	80
2.2.11	Morfologia de uma Superfície de Fratura por Fadiga.....	80
2.2.11.1	Características Macroscópicas.....	81
2.2.11.2	Características Microscópicas .....	83
2.2.12	Tipos de Fratura.....	87
2.2.12.1	Fratura Dúctil .....	89
2.2.12.2	Fratura Frágil.....	90
2.2.13	Ensaio de Fadiga - Equipamentos .....	91
2.2.14	Modelo Probabilístico da Fadiga .....	93
2.2.14.1	Software ProFatigue .....	102
2.3	Processo de Eletroerosão e Fadiga .....	103
<b>3</b>	<b>Técnicas e Procedimentos Experimentais .....</b>	<b>133</b>
3.1	Apresentação do Material.....	133
3.1.1	Aços para Ferramentas .....	133
3.1.2	Aço AISI D2 .....	134
3.2	Provetes Utilizados.....	140
3.2.1	Análise da Microestrutura.....	144
3.3	Ensaio Flexão Quáasi-Estáticos.....	149
3.4	Simulação do Ensaio de Flexão em Três Pontos .....	155
3.4.1	Solução Analítica Euler-Bernoulli .....	156
3.4.2	Método dos Elementos Finitos.....	157
3.5	Apresentação da Máquina de Ensaio de Fadiga.....	161
3.6	Apresentação da Máquina de Eletroerosão .....	162
<b>4</b>	<b>Resultados Experimentais e Discussão.....</b>	<b>165</b>
4.1	Estado Retificado .....	166
4.1.1	Medições de Rugosidade .....	166
4.1.2	Líquidos penetrantes .....	168
4.1.3	Curvas S-N.....	169
4.1.3.1	Campo S-N Probabilístico.....	175
4.1.4	Aspetto da Fratura .....	176
4.1.5	Considerações sobre Tenacidade do Material .....	177
4.2	Estado Maquinado por Eletroerosão .....	183
4.2.1	Parâmetros de Maquinagem.....	183
4.2.2	Superfícies Maquinadas .....	194
4.2.3	Medições de Rugosidade .....	196

4.2.4	Líquidos Penetrantes.....	198
4.2.5	Curvas S-N.....	198
4.2.5.1	Parâmetros de Maquinagem A.....	199
4.2.5.2	Parâmetros de Maquinagem B.....	204
4.2.5.3	Campos S-N Probabilísticos para Provete Maquinados por Eletroerosão ....	207
4.2.6	Análise da Microestrutura dos Provete Maquinados por Eletroerosão .....	210
4.2.7	Simulação por Elementos Finitos dos Provete Maquinados por Eletroerosão ....	222
4.2.8	Aspeto da Fratura dos Provete Maquinados por Eletroerosão .....	224
4.3	Comparação dos Resultados – Discussão .....	229
4.3.1	Rugosidades.....	230
4.3.2	Curvas S-N.....	232
4.3.3	Análise da Microestrutura e Superfícies de Fratura.....	237
4.3.3.1	Microscopia Eletrónica de Varrimento (SEM) .....	242
4.3.4	Comparação entre os Parâmetros de Maquinagem.....	256
<b>5</b>	<b>Conclusões e Trabalhos Futuros .....</b>	<b>261</b>
5.1	Conclusões .....	262
5.1.1	Rugosidades.....	262
5.1.2	Curvas S-N.....	262
5.1.3	Microestrutura e Superfícies de Fratura.....	264
5.1.4	Comparação dos Parâmetros de Maquinagem.....	266
5.1.5	Material em Estudo.....	269
5.2	Trabalhos Futuros .....	269
<b>6</b>	<b>Referências Bibliográficas.....</b>	<b>271</b>
<b>7</b>	<b>Anexos.....</b>	<b>277</b>
7.1	Anexo A: Registos Força-Tempo dos Ensaio de Fadiga Realizados com Material Retificado .....	277
7.1.1	Proвете 50 ( $\Delta\delta= 2.1$ mm).....	278
7.1.1	Proвете 20 ( $\Delta\delta= 1.8$ mm).....	279
7.1.1	Proвете 16 ( $\Delta\delta= 1.4$ mm).....	280
7.1.2	Proвете 39 ( $\Delta\delta= 1.1$ mm).....	281
7.2	Anexo B: Registos Força-Tempo dos Ensaio de Fadiga Realizados com Material Eletroerodido (Parâmetros A) .....	282
7.2.1	Proвете 32 ( $\Delta\delta= 1.8$ mm).....	282
7.2.2	Proвете 42 ( $\Delta\delta= 1.42$ mm).....	283
7.2.3	Proвете 2 ( $\Delta\delta= 1$ mm).....	284
7.2.4	Proвете 2* ( $\Delta\delta= 1.2$ mm).....	285

7.3	Anexo C: Registos Força-Tempo dos Ensaios de Fadiga Realizados com Material Eletroerodido (Parâmetros B) .....	286
7.3.1	Provete 41 ( $\Delta\delta= 1.5$ mm).....	286
7.3.2	Provete 43 ( $\Delta\delta= 1.2$ mm).....	287
7.3.3	Provete 4 ( $\Delta\delta= 1$ mm).....	288
7.4	Anexo D: Rugosidades dos Provetes Retificados.....	289
7.5	Anexo E: Relatórios Obtidos com o <i>Software</i> ProFatigue para Identificação dos Campos P-S-N – Material Retificado.....	293
7.6	Anexo F: Rugosidades dos Provetes Maquinados por Eletroerosão -Parâmetros A e parâmetros correspondentes à linha 1 e 8 do método de Taguchi.....	296
7.7	Anexo G: Rugosidades dos Provetes Maquinados por Eletroerosão -Parâmetros B. ....	298
7.8	Anexo H: Relatórios Obtidos com o <i>Software</i> ProFatigue para Identificação dos Campos P-S-N – Parâmetros A.....	301
7.9	Anexo I: Relatórios Obtidos com o <i>Software</i> ProFatigue para Identificação dos Campos P-S-N – Parâmetros B .....	304

## Lista de Acrónimos, Abreviaturas e Siglas

ACC - *Adaptive control constraints*

ACO – *Adaptive control optimisation*

ASTM – *American Society for Testing and Materials*

AWJ – *Abrasive Water Jet*

b – Expoente de resistência à fadiga

B – Valor limite da vida útil

C – Constante utilizada na definição da curva S-N; Calor específico a 25°C; Limite de resistência ou limite de fadiga quando N tende para  $\infty$

C<sub>1</sub>, C<sub>2</sub>, C<sub>3</sub> – Fatores de correção da resistência à fadiga que têm com conta os efeitos do tipo de carga, efeito de tamanho e efeito de acabamento, respetivamente

CNC – *Computer Numerical Control*

D – Variável dano

D<sub>m</sub> – Dano após maquinagem

E – Módulo de Young

EDG – *Electrical Discharge Grinding*

EDM – *Electro Discharge Machining*

EDS – *Energy-dispersive X-ray Spectroscopy*

EDT - *Electrical Discharge Texturing*

HAZ – *Heated Affeted Zone*

HB – Dureza Brinell

HMP – *Hybrid Machining Process*

HRC – Dureza Rockwell C

HSM – *High Speed Machining*

HV – Dureza Vickers

I – Momento de inércia

I<sub>p</sub> – Corrente de impulso

K – Rigidez

K<sub>f</sub> – Fator de redução da resistência à fadiga

K<sub>I</sub> – Fator de intensidade de tensões

K<sub>IC</sub> – Tenacidade à fratura

$K_t$  – Fator de concentração de tensões teórico  
LBM – *Laser Beam Machining*  
 $m$  – Declive da curva S-N  
MEV – Microscopia Eletrónica de Varrimento  
MMC – *Metal Matrix Composites*  
MRR – *Material Removal Rate*  
 $N$  – Número de ciclos até à rutura  
 $N_f$  – Número de ciclos até à rotura  
 $N_i$  – Número de ciclos de iniciação  
 $N_p$  - Número de ciclos de propagação  
 $p$  – Probabilidade de rotura  
PRMMC – *Particle Reinforced Metal Matrix Composites*  
 $Q$  – Condutividade térmica  
 $q$  – Índice de sensibilidade ao entalhe  
 $R$  – Razão de tensões  
 $R_a$  – Rugosidade média aritmética  
 $R_z$  – Média das rugosidades máximas  
 $s$  – Distância entre estrias  
SEM – *Scanning Eletron Microscopy*  
SL – Estereolitografia  
 $t$  – Espessura da camada ressolidificada  
 $t_0$  – Tempo de pausa  
 $t_d$  – Tempo de ionização  
 $t_f$  - Tempo de descarga  
 $t_i$  – Tempo de impulso  
TW – *Tool Wear Ratio*  
TWR – *Tool Wear Rate*  
 $U_0$  – Tensão em vazio  
 $U_f$  – Tensão de descarga  
WECG – *Wire Electrochemical Grinding*  
WEDG – *Wire Electro Discharge Grinding*  
WEDM – *Wire Eletrical Discharge Machining*  
 $Y$  – Fator adimensional função da geometria e tipo de carregamento

$\beta$  – Parâmetro de forma

$\delta$  – Parâmetro de escala; deslocamento

$\varepsilon$  – Deformação

$\varepsilon_a$  – Amplitude de deformação total

$\varepsilon_e$  – Amplitude de deformação elástica

$\varepsilon_p$  – Amplitude de deformação plástica

$\lambda$  – Parâmetro de localização

$\rho$  – Massa volúmica

$\sigma_a$  – Amplitude de tensão

$\sigma_{ced}$  – Tensão de cedência

$\sigma_{fo}$  – Tensão limite de fadiga

$\sigma_m$  – Tensão média

$\sigma_n$  – Tensão normal

$\sigma_R$  – Tensão de rotura

$\sigma_r$  – Tensão residual

$\tau_{on}$  – Duração da descarga

$\Delta K_{th}$  - Limiar de propagação de fendas de fadiga





## Índice de Figuras

Figura 1: Máquina de eletroerosão por penetração, com jatos direcionados [5].....	6
Figura 2: Normal sequência na formação da descarga elétrica no processo [1]. ....	8
Figura 3: Impulso característico do processo de eletroerosão [1].....	8
Figura 4: Variáveis do impulso [8]. ....	11
Figura 5: Princípio de funcionamento do processo eletroerosão por penetração [1]. ....	15
Figura 6: Processo de eletroerosão por fio [15]. ....	17
Figura 7: Modificações metalúrgicas da peça maquinada por eletroerosão [9]. ....	26
Figura 8: Imagens obtidas através de microscopia eletrônica de varrimento onde se observa o aumento da espessura da camada branca com o aumento da corrente de impulso e do tempo de duração de descarga [26]. ....	28
Figura 9: Diagrama das ligas Fe-C [29].....	30
Figura 10: Curvas tensão-extensão para vários parâmetros de maquinagem: (a) provete polido; (b), (c) e (d) provetes maquinados, utilizando uma duração de descarga de 20 $\mu$ s, 100 $\mu$ s e 180 $\mu$ s, respectivamente [32]. ....	36
Figura 11: Principais aplicações do processo de eletroerosão [33].....	41
Figura 12: Aplicações do processo de eletroerosão por fio [35].....	42
Figura 13: Fendas causadas por fadiga [41, 42].....	44
Figura 14: Solicitações de fadiga [43]. ....	45
Figura 15: Solicitações alternadas com distintas razões de tensões: (a) $R > 0$ ; (b) $R < 0$ [43]. ....	46
Figura 16: Representação esquemática de uma máquina de ensaios de fadiga de flexão rotativa ( $R = -1$ ) [43]. ....	47
Figura 17: Curvas S-N típicas de vários materiais [43]. ....	49
Figura 18: Correlação entre a tensão de rotura e a dureza superficial Brinell [43].....	50
Figura 19: Curva S-N estimada para aço [43].....	50
Figura 20: Representação esquemática de curvas S-N para valores distintos da razão de tensões, $R$ [39]. ....	51
Figura 21: Esquema de ciclos com $R$ constante e com tensão média constante [45].....	51
Figura 22: Curvas S-N: (a) $R$ constante; (b) tensão média constante [45].....	52
Figura 23: Efeito do tamanho [43]. ....	53
Figura 24: Modelo de interpretação do efeito de tamanho [43]. ....	54
Figura 25: Efeito do acabamento superficial para os casos de ensaios em aço [43]. ....	55
Figura 26: Efeito de diferentes meios na curva S-N de um aço [44]. ....	57

Figura 27: Efeito do forjamento na tensão limite de fadiga para vários tipos de aços e estados superficiais [44].	59
Figura 28: Efeito da laminagem a frio na curva S-N de um aço [44].	59
Figura 29: Efeitos da retificação na curva S-N de uma aço [44].	60
Figura 30: Efeito da operação de granalhagem na resistência à fadiga de um aço de alta resistência [44].	61
Figura 31: Representação esquemática da tensão residual, tensão resultante do carregamento e da tensão total [37].	62
Figura 32: Furo elíptico numa placa tracionada [43].	64
Figura 33: “Linhas de força” de uma barra entalhada à tração [43].	65
Figura 34: Sensibilidade ao entalhe, $q$ , e relação entre $K_f$ e $K_t$ para dois tipos de aços distintos[43].	67
Figura 35: Relações $K_f$ versus $K_t$ para aços e ferros fundidos [43].	67
Figura 36: Solicitação de fadiga com tensão média não nula [43].	68
Figura 37: Diagramas de Soderberg, Goodman e Gerber [43].	69
Figura 38: Diagrama $\sigma_a - \sigma_m$ : (a) para metais dúcteis; (b) cargas axiais ou de flexão para metais dúcteis [43].	70
Figura 39: Componentes do estado de tensão na vizinhança da extremidade de uma fenda [43].	72
Figura 40: Fases do processo de fadiga [47].	74
Figura 41: Fases do processo de crescimento de uma fenda de fadiga [43].	76
Figura 42: (a) Intrusões e extrusões na superfície formadas por uma deformação cíclica, correspondentes a bandas de deslizamento irreversíveis sob a superfície; (b) esquema onde é visível o efeito das intrusões e extrusões durante a compressão e tração [37].	77
Figura 43: Representação esquemática do crescimento de uma fenda de fadiga[43].	78
Figura 44: (a) Representação esquemática do aspeto típico da curva de propagação de uma fenda de fadiga e da determinação de $da/dN$ ; (b) representação esquemática do aspeto típico da relação $da/dN = f(\Delta K)$ [43].	79
Figura 45: Superfícies de fratura por fadiga: (a) representação esquemática duma superfície de fratura por fadiga; (b) aspeto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga, sendo visíveis as linhas de paragem e nervuras [43].	82
Figura 46: Representação esquemática de linhas de arrancamento radial ou nervuras e propagação de uma fenda de fadiga em planos paralelos que se ligaram através de um degrau de corte [43].	83
Figura 47: Fractografias de uma superfície de fratura de um provete C (T) de aço S355 com uma fenda que se propaga na região termicamente afetada, quando sujeito a ensaios de fadiga com uma razão	

de tensão (R) de 0.1: (a) exemplo de medição do espaçamento entre estrias; (b) zona da fratura final onde é evidenciado uma rotura típica dúctil [43].	84
Figura 48: Provete compacto C (T) com as dimensões e tolerâncias normalizadas [38].	85
Figura 49: Representação esquemática da formação de estrias do tipo dente de serra, sendo que o avanço apenas ocorre durante o crescimento da carga [43].	86
Figura 50: Esquema da morfologia das estrias do tipo dúctil [50].	87
Figura 51: Relação entre a tensão, deformação e a tensão de fratura [37].	88
Figura 52: Modos de fratura: (a) rotura por estricção; (b) fratura segundo uma superfície normal ao eixo de tração; (c) fratura por cisalhamento [37].	89
Figura 53: Esquema ilustrativo da formação e do crescimento de micro espaços vazios durante o cisalhamento e a sua ligação por estricção dos ligamentos entre eles [37].	89
Figura 54: Fratura copo e cone (à esquerda e à direita respetivamente) num ensaio de tração de um material dúctil [37].	90
Figura 55: Plano de clivagem e a tensão aplicada [37].	91
Figura 56: Dois tipos de máquinas de ensaios de fadiga de flexão rotativa: (a) flexão pura; (b) flexão simples [37].	92
Figura 57: Solicitações multiaxiais: (a) carregamento multiaxial proporcional; (b) carregamento multiaxial não proporcional.	93
Figura 58: Campo p- $\epsilon$ -N descrito pelo modelo probabilístico proposto por Castillo-Canteli [57].	98
Figura 59: Geometria dos provetes de fadiga utilizadas, sendo as dimensões em mm [63].	106
Figura 60: Representação esquemática do processo de eletroerosão utilizado [63].	106
Figura 61: Curvas S-N para diferentes correntes de impulso, com um tempo de duração de descarga de 20 $\mu$ s [63].	110
Figura 62: Geometria do provete utilizado nos testes de fadiga [66].	112
Figura 63: Transformações metalúrgicas da superfície maquinada por eletroerosão [66].	113
Figura 64: Curvas de Wöhler para os diferentes tratamentos superficiais realizados nos provetes entalhados ensaiados em flexão em três pontos [66].	115
Figura 65: Curvas S-N para o estudo de Guu e Hocheng de acordo com o modelo de Weibull [63].	116
Figura 66: Curvas S-N para o estudo de Ghanem <i>et al.</i> de acordo com o modelo de Weibull [66].	117
Figura 67: Combinação dos dois gráficos dos estudos referidos para o aço AISI D2 [63, 66].	118
Figura 68: Curva S-N para 50% de probabilidade de rotura para o aço de ferramenta AISI D6, fresado e no estado recozido – adaptado de [69].	123

Figura 69: Imagem obtida por SEM de amostras de provetes de aço JIS SKD11: (a) superfície maquinada pelo processo de eletroerosão; (b) e (c) secção da fratura (transversal) [26].	125
Figura 70: Curvas S-N para provetes de Ti6246 maquinados [71].	127
Figura 71: Resultados S-N dos provetes recozidos de Ti-6Al-4V maquinados pelo mesmo processo de eletroerosão e sujeitos a um tratamento posterior (ensaios de fadiga com $R = 0,1$ e $f = 10$ Hz) [72].	128
Figura 72: Diagrama de revenido para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].	138
Figura 73: Diagrama de tempo-temperatura-transformação não interrompido, para uma temperatura de austenitização de 1030 °C, com arrefecimento contínuo para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].	139
Figura 74: Gráfico da têmpera realizada pela empresa ThyssenKrupp aos provetes do aço AISI D2 [82].	142
Figura 75: Dimensões dos provetes utilizados no presente estudo.	143
Figura 76: Provetes utilizados no presente estudo, após tratamento térmico e retificação.	143
Figura 77: Esquema do bloco de material utilizado e os locais de onde as respectivas amostras foram retiradas.	145
Figura 78: Fotomicrografias das amostras obtidas por microscópio ótico: (a) amostra 1 no estado fornecido; (b) amostra 1 estado tratado; (c) amostra 2 estado tratado.	146
Figura 79: Ensaio de flexão em três pontos.	150
Figura 80: Gráfico da força em função do deslocamento, obtido através do ensaio de flexão em três pontos.	151
Figura 81: Gráfico da tensão em função do deslocamento, obtido através do ensaio de flexão em três pontos.	152
Figura 82: Ensaio de flexão em três pontos quási-estático destrutivo.	153
Figura 83: Gráfico referente ao ensaio de flexão em três pontos quási-estático destrutivo.	153
Figura 84: Superfícies de fratura do provete 24 após o ensaio de flexão em três pontos monotónico.	155
Figura 85: Valor da tensão normal segundo X na região central do provete, para a situação de ausência de fenda, obtida com o <i>software</i> Abaqus.	158
Figura 86: Tensões obtidas através do <i>software</i> Abaqus para um comprimento de fenda de 0,7 mm e tamanho de malha de 0,1 mm.	159
Figura 87: Gráfico no qual se relaciona o valor da rigidez em função do valor do comprimento de fenda.	160
Figura 88: Máquina de flexão em três pontos utilizada nos ensaios de fadiga.	161
Figura 89: Máquina de eletroerosão por penetração utilizada.	162

Figura 90: Adaptações realizadas na mesa de eletroerosão: (a) placa e calços; (b) desenho 2D da placa; (c) adaptação da mesa de apoio. ....	164
Figura 91: Esquema das medições de rugosidade realizadas nos provetes retificados. ....	166
Figura 92: Aplicação dos líquidos penetrantes aos provetes: (a) líquido penetrante; (b) revelador. ....	168
Figura 93: Relação entre $\log(\Delta\sigma)$ e $\log(N_f)$ para os provetes retificados. ....	173
Figura 94: Curva S-N para o material retificado.....	174
Figura 95: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material no estado retificado. ....	176
Figura 96: Aspeto da de fratura do provete 50.....	177
Figura 97: Relação entre o comprimento da fenda e o fator de intensidade de tensões do provete ( $K_I$ ), utilizando uma solução analítica. ....	179
Figura 98: Esquema das variáveis utilizadas na análise por elementos finitos com vista ao cálculo do $K_I$ . ....	180
Figura 99: Gráfico da relação entre o comprimento da fenda e o fator de intensidade de tensões do provete ( $K_I$ ) obtida utilizando o método dos elementos finitos.....	181
Figura 100: Curva F-N para o material retificado.....	182
Figura 101: Arranjo ortogonal L12 [95]. ....	187
Figura 102: Superfícies maquinadas pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros A, para o provete 32: (a) foto completa do provete; (b) zoom da zona central maquinada. ....	194
Figura 103: Superfícies maquinadas pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B, para o provete 43.....	195
Figura 104: Superfícies maquinadas por eletroerosão utilizando os parâmetros B e um comprimento de maquinagem de 80 mm para o provete 15. ....	196
Figura 105: Provette 27 após aplicação dos líquidos penetrantes. ....	198
Figura 106: Relação entre $\log(\Delta\sigma)$ e $\log(N_f)$ para os provetes maquinados através dos parâmetros A.....	202
Figura 107: Curva S-N para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros A de maquinagem. ....	203
Figura 108: Relação entre $\log(\Delta\sigma)$ e $\log(N_f)$ para os provetes maquinados através dos parâmetros B. ....	205
Figura 109: Curva S-N para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros B de maquinagem. ....	206
Figura 110: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros A. ....	209

Figura 111: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros B.....	209
Figura 112: Fotomicrografias das amostras do provete 28 da superfície maquinada pelo processo de eletroerosão observadas com o microscópio ótico: (a) amostra polida; (b) amostra sem qualquer tipo de polimento. ....	210
Figura 113: Fotomicrografia da amostra do provete 28 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros A: (a) camada branca, zona afetada pelo calor e zona do material base; (b) ampliação da zona superficial A.....	212
Figura 114: Esquema do corte das amostras para análise da microestrutura dos provetes 29 e 2. ....	214
Figura 115: Fotomicrografia da amostra do provete 29: (a) corte transversal à superfície maquinada; (b) superfície paralela à superfície maquinada. ....	215
Figura 116: Fotomicrografia da amostra do provete 2: (a) corte transversal à superfície maquinada; (b) superfície paralela à superfície maquinada. ....	215
Figura 117: Filiação de durezas para a amostra do provete 29, cortada transversalmente à superfície. ....	217
Figura 118: Observação microscópica de uma amostra do provete 43 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B: (a) corte longitudinal em relação à superfície; (b) corte transversal.....	219
Figura 119: Resultados das medições da espessura da camada branca obtidos por SEM da amostra do provete 43, maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B.....	220
Figura 120: Filiação de durezas para a amostra do provete 43, cortada transversalmente à superfície. ....	221
Figura 121: Distribuição das tensões no provete maquinado por eletroerosão, através da simulação do ensaio de fadiga utilizando o <i>software</i> Abaqus. ....	223
Figura 122: Ampliação da zona de transição entre a parte maquinada pelo processo de eletroerosão e a zona retificada. ....	223
Figura 123: Modo da fratura do provete 32 maquinado utilizando os parâmetros A.....	224
Figura 124: Aspeto da fratura do provete 49, maquinado pelos parâmetros correspondentes à linha 8 do método de Taguchi. ....	225
Figura 125: Aspeto da fratura do provete 41 maquinado utilizando os parâmetros B. ....	226
Figura 126: Aspeto da fratura do provete 15 maquinado utilizando os parâmetros B e com um comprimento maquinado de 80 mm. ....	227
Figura 127: Simulação do ensaio de fadiga com o provete maquinado por eletroerosão, utilizando o <i>software</i> Abaqus. ....	228

Figura 128: Relação entre a tensão normal, $S_{11}$ , e a distância (Y) à face inferior de tração do provete, para um deslocamento imposto de 1,8 mm. ....	229
Figura 129: Curvas S-N do aço AISI D2 para o estado retificado e para o estado maquinado por eletroerosão. ....	232
Figura 130: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material retificado (R), eletroerodido utilizando os parâmetros A (A) e eletroerodido utilizando os parâmetros B (B). ....	233
Figura 131: Relação entre a tensão limite de fadiga e a rugosidade média aritmética para o material retificado e eletroerodido utilizando os parâmetros A e B. ....	234
Figura 132: Distribuição das tensões para um módulo de elasticidade do carboneto de 300000 MPa utilizando o <i>software</i> Abaqus: (a) tensão segundo o eixo dos X; (b); tensão equivalente de Von Mises. ....	240
Figura 133: Distribuição das tensões para um módulo de elasticidade do carboneto de 380000 MPa utilizando o <i>software</i> Abaqus: (a) tensão segundo o eixo dos X; (b); tensão equivalente de Von Mises. ....	241
Figura 134: Imagens obtidas por SEM das superfícies de fratura dos provetes retificados: (a) provete 8; (b) provete 50. ....	243
Figura 135: Imagem obtida por SEM da superfície de fratura do provete retificado 8. ....	244
Figura 136: Imagem obtida por SEM das superfícies de fratura do provete retificado 8. ....	245
Figura 137: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 8 na zona Z1....	246
Figura 138: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 8 na zona Z2....	246
Figura 139: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 8 na zona Z3....	247
Figura 140: Imagem obtida por SEM da superfície de fratura do provete 32 maquinado por eletroerosão. ....	248
Figura 141: Imagem obtida por SEM da superfície maquinada por eletroerosão do provete 32. ....	248
Figura 142: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 32 na zona Z1..	249
Figura 143: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 32 na zona Z2..	250
Figura 144: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 32 na zona Z3..	250
Figura 145: Imagem obtida por SEM da superfície de fratura do provete 42 maquinado pelo processo de eletroerosão onde é visível a fratura do tipo <i>half fish-eye</i> . ....	251
Figura 146: Imagens obtidas por SEM das superfícies de fratura da amostra do provete 42 maquinado pelo processo de eletroerosão: visualização da camada ressolidificada. ....	252
Figura 147: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 42 na zona Z1..	253
Figura 148: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 42 na zona Z2..	253

Figura 149: Imagem obtida por SEM da superfície transversal à superfície maquinada obtida por polimento e ataque químico da superfície de fratura obtida para a amostra do provete 43 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B. .... 254

Figura 150: Imagem obtida por SEM da superfície transversal à superfície maquinada obtida por polimento e ataque químico da superfície de fratura obtida para a amostra do provete 43 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B. .... 255

Figura A 1: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 50 e um deslocamento imposto de 2.1 mm. .... 278

Figura A 2: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 50 e um deslocamento imposto de 2.1 mm. .... 278

Figura A 3: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 20 e um deslocamento imposto de 1.8 mm. .... 279

Figura A 4: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 20 e um deslocamento imposto de 1.8 mm. .... 279

Figura A 5: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 16 e um deslocamento imposto de 1.4 mm. .... 280

Figura A 6: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 16 e um deslocamento imposto de 1.4 mm. .... 280

Figura A 7: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 39 e um deslocamento imposto de 1.1 mm. .... 281

Figura A 8: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 39 e um deslocamento imposto de 1.1 mm. .... 281

Figura B 1: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 32 e um deslocamento imposto de 1.8 mm. .... 282

Figura B 2: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 32 e um deslocamento imposto de 1.8 mm. .... 282

Figura B 3: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 42 e um deslocamento imposto de 1.42 mm. .... 283

Figura B 4: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 42 e um deslocamento imposto de 1.42 mm. .... 283

Figura B 5: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 2 e um deslocamento imposto de 1 mm. .... 284

Figura B 6: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 2 e um deslocamento imposto de 1 mm. .... 284



Figura B 7: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 2* e um deslocamento imposto de 1.2 mm. ....	285
Figura B 8: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 2* e um deslocamento imposto de 1.2 mm. ....	285
Figura C 1: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 41 e um deslocamento imposto de 1.5 mm. ....	286
Figura C 2: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 41 e um deslocamento imposto de 1.5 mm. ....	286
Figura C 3: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 43 e um deslocamento imposto de 1.2 mm. ....	287
Figura C 4: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 43 e um deslocamento imposto de 1.2 mm. ....	287
Figura C 5: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 4 e um deslocamento imposto de 1 mm. ....	288
Figura C 6: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 4 e um deslocamento imposto de 1 mm. ....	288
Figura E 1: Gráfico com os valores experimentais dos ensaios de fadiga, obtido com o <i>software</i> ProFatigue. ....	293
Figura E 2: Gráficos do processo iterativo obtidos com o <i>software</i> ProFatigue: (a) relação entre os parâmetros de Weibull e o número de iterações; (b): relação entre o erro e o número de iterações. ....	294
Figura E 3: Curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50% para os dados experimentais, obtida com o <i>software</i> ProFatigue.....	294
Figura E 4: Campo S-N probabilístico de acordo com o modelo de Weibull, obtida com o <i>software</i> ProFatigue. ....	295
Figura E 5: Gráficos obtidos com o <i>software</i> ProFatigue que traduzem a qualidade do ajuste.	295
Figura H 1: Gráfico com os valores experimentais dos ensaios de fadiga, obtido com o <i>software</i> ProFatigue. ....	301
Figura H 2: Gráficos do processo iterativo obtidos com o <i>software</i> ProFatigue: (a) relação entre os parâmetros de Weibull e o número de iterações; (b) relação entre o erro e o número de iterações.	302
Figura H 3: Curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50% para os dados experimentais, obtida com o <i>software</i> ProFatigue.....	302

Figura H 4: Campo S-N probabilístico de acordo com o modelo de Weibull, obtida com o <i>software</i> ProFatigue.....	303
Figura H 5: Gráficos obtido com o <i>software</i> ProFatigue que traduzem a qualidade do ajuste. ....	303
Figura I 1: Gráfico com os valores experimentais dos ensaios de fadiga, obtido com o <i>software</i> ProFatigue.....	304
Figura I 2: Gráficos do processo iterativo obtidos com o <i>software</i> ProFatigue: (a) relação entre os parâmetros de Weibull e o número de iterações; (b) relação entre o erro e o número de iterações. ...	305
Figura I 3: Curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50% para os dados experimentais, obtida com o <i>software</i> ProFatigue. ....	305
Figura I 4: Curva S-N probabilística de acordo com o modelo de Weibull, obtida com o <i>software</i> ProFatigue.....	306
Figura I 5: Gráficos obtido com o <i>software</i> ProFatigue que traduzem a qualidade do ajuste... ..	306

## Índice de Tabelas

Tabela 1: Composição química do aço AISI D2 [63].	105
Tabela 2: Propriedades mecânicas à temperatura ambiente do aço AISI D2 [63].	106
Tabela 3: Parâmetros utilizados no processo de eletroerosão no estudo de Guu e Hocheng [63].	107
Tabela 4: Composição química do aço EN X160CrMoV12, no estado fornecido [66].	111
Tabela 5: Propriedades mecânicas do aço EN X160CrMoV12, no estado fornecido [66].	112
Tabela 6: Condições ótimas do processo de maquinagem por eletroerosão [66].	113
Tabela 7: Constantes do modelo de Weibull obtidas com o <i>software</i> ProFatigue, para o estudo de Guu e Hocheng [63].	116
Tabela 8: Constantes do modelo de Weibull obtidas com o <i>software</i> ProFatigue, para o estudo de Ghanem <i>et al.</i> [66].	117
Tabela 9: Comparação da composição do aço utilizado nos estudos realizados por Guu e Hocheng e por Ghanem <i>et al.</i> [63, 66].	119
Tabela 10: Efeitos das técnicas de acabamento na integridade da superfície e no limite de fadiga da superfície obtida por eletroerosão [66].	121
Tabela 11: Composição química do aço AISI D2 utilizado no estudo de Dhobe <i>et al.</i> [74].	130
Tabela 12: Dureza média e rugosidade superficial para cada tratamento térmico realizado no estudo de Dhobe <i>et al.</i> [74].	131
Tabela 13: Classificação dos aços para ferramenta segundo a norma AISI [76].	134
Tabela 14: Normas equivalentes do aço ligado para ferramenta de trabalho a frio, AISI D2 [68, 79-81].	135
Tabela 15: Composição química nominal do aço AISI D2 [68].	136
Tabela 16: Composição química do aço utilizado no presente estudo, fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].	136
Tabela 17: Coeficiente de dilatação térmica para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].	137
Tabela 18: Condutibilidade térmica para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].	137
Tabela 19: Características dos tratamentos térmicos para o aço AISI D2 fornecidas pela empresa ThyssenKrupp [82].	137
Tabela 20: Características do revenido para o aço AISI D2 fornecidas pela empresa ThyssenKrupp [82].	137
Tabela 21: Propriedades do aço AISI D2 à temperatura ambiente [80].	139

Tabela 22: Propriedades do aço AISI D2 para duplo revenido realizado a 500 °C [86].	144
Tabela 23: Resultados das micro-durezas para as várias amostras.	148
Tabela 24: Resultados das macro-durezas para as várias amostras.	149
Tabela 25: Resultados obtidos através do ensaio de flexão em três pontos.	154
Tabela 26: Solução analítica Euler-Bernoulli.	156
Tabela 27: Dados obtidos através do <i>software</i> Abaqus para diversos comprimentos de fenda.	160
Tabela 28: Valores médios de rugosidades obtidos para os provetes retificados.	167
Tabela 29: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para os provetes retificados.	171
Tabela 30: Resultados obtidos para os provetes retificados.	172
Tabela 31: Contantes obtidas para a curva S-N média dos provetes retificados.	173
Tabela 32: Constantes do modelo de Weibull obtidas com o <i>software</i> ProFatigue para o aço AISI D2 retificado.	175
Tabela 33: Resultados obtidos para o valor de $K_I$ através da solução analítica.	178
Tabela 34: Fatores de intensidade de tensões obtidos através do método dos elementos finitos.	181
Tabela 35: Parâmetros propostos no método de Taguchi e respetivo código e limites da máquina de eletroerosão utilizada.	185
Tabela 36: Arranjo ortogonal $L_{12}$ para os parâmetros de eletroerosão propostos originalmente para o presente estudo.	188
Tabela 37: Provetes maquinados para algumas condições do método de Taguchi.	189
Tabela 38: Parâmetros utilizados na máquina de eletroerosão – parâmetros B.	190
Tabela 39: Dimensões dos provetes antes e após o processo de maquinagem por eletroerosão utilizando os parâmetros A, à exceção dos provetes 34 e 49 maquinados pelos parâmetros correspondentes às linhas 1 e 8 do método de Taguchi, respetivamente.	192
Tabela 40: Dimensões dos provetes antes e após o processo de maquinagem por eletroerosão utilizando os parâmetros B.	193
Tabela 41: Valores médios de rugosidades obtidos para os provetes maquinados: à esquerda utilizando os parâmetros A; à direita utilizando os parâmetros B.	197
Tabela 42: Valores médios de rugosidades obtidos para os provetes maquinados utilizando os parâmetros B e um comprimento de maquinagem de 80 mm.	197
Tabela 43: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros A.	200
Tabela 44: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros A.	202
Tabela 45: Constantes obtidas para o material maquinado utilizando os parâmetros A de maquinagem.	203

Tabela 46: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B. ....	204
Tabela 47: Resultados obtidos para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B. ....	205
Tabela 48: Constantes obtidas para o material maquinado utilizando os parâmetros B de maquinagem. ....	206
Tabela 49: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B e um comprimento de maquinagem de 80 mm. ....	207
Tabela 50: Constantes do modelo de Weibull, obtidas com o <i>software</i> ProFatigue, para os parâmetros A e para os parâmetros B.....	208
Tabela 51: Resultados das medições de micro-durezas para a amostra do provete 28, cortada transversalmente em relação à superfície.....	213
Tabela 52: Espessura da camada branca dos provetes 29 e 2. ....	216
Tabela 53: Resultados obtidos através do <i>software</i> de tratamento de imagem ImageJ, para as amostras dos provetes 2 e 29.....	218
Tabela 54: Valores médios das rugosidades obtidas para os provetes retificados e maquinados pelo processo de eletroerosão.....	231
Tabela 55: Comparação da tensão limite de fadiga entre dois estudos e o estudo da presente dissertação [63, 66]. ....	237
Tabela 56: Comparação entre os parâmetros de maquinagem utilizados. ....	256
 Tabela D 1: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 26. ....	289
Tabela D 2: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 50. ....	289
Tabela D 3: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 40. ....	290
Tabela D 4: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 16. ....	290
Tabela D 5: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 8. ....	291
Tabela D 6: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 20. ....	291
Tabela D 7: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 30. ....	292
Tabela D 8: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 1. ....	292
 Tabela F 1: Medições de rugosidades para os provetes 32 e 27 maquinados por eletroerosão. ....	296
Tabela F 2: Medições de rugosidades para os provetes 42 e 45 maquinados por eletroerosão. ....	296
Tabela F 3: Medições de rugosidades para os provetes 29 e 2 maquinados por eletroerosão. ....	297
Tabela F 4: Medições de rugosidades para o provete 7 maquinado por eletroerosão.....	297
Tabela F 5: Medições de rugosidades para os provetes 34 e 49 maquinados por eletroerosão. ....	297

Tabela G 1: Medições de rugosidades para os provetes 43 e 48 maquinados por eletroerosão.	298
Tabela G 2: Medições de rugosidades para os provetes 11 e 4 maquinados por eletroerosão..	298
Tabela G 3: Medições de rugosidades para os provetes 17 e 44 maquinados por eletroerosão.	299
Tabela G 4: Medições de rugosidades para os provetes 41 e 36 maquinados por eletroerosão.	299
Tabela G 5: Medições de rugosidades para os provetes 10 e 15 maquinados por eletroerosão.	300
Tabela G 6: Medições de rugosidades para os provetes 9 e 31 maquinados por eletroerosão..	300

# **1 Introdução**

## **1.1 Objetivos e Enquadramento do Projeto**

A presente dissertação tem como objetivo principal o estudo do efeito da maquinagem por eletroerosão no comportamento à fadiga do aço para ferramentas de trabalho a frio, AISI D2. O estudo e desenvolvimento do projeto foram ambos realizados na FEUP, em parceria com o Laboratório de Ensaios Tecnológicos.

Os objetivos gerais da presente dissertação dividem-se em dois pontos principais. O primeiro prende-se com a análise do material no estado retificado e a obtenção da respetiva curva S-N. Enquanto que o segundo ponto está relacionado com o material no estado maquinado por eletroerosão e os efeitos da alteração dos parâmetros de maquinagem por eletroerosão no comportamento à fadiga do aço AISI D2, assim como a obtenção, também, da respetiva curva S-N do material. O que se pretende na presente dissertação, além do próprio trabalho prático, é também a realização de uma pesquisa bibliográfica sobre os diversos estudos que têm sido realizados acerca da influência do processo de maquinagem por eletroerosão no comportamento à fadiga de vários materiais e de que forma é possível atenuar estes efeitos.

Cada vez mais é necessário inovar e acompanhar as evoluções que vão surgindo pois só desta forma uma empresa consegue manter-se competitiva quer em termos da aplicação dos materiais quer em termos dos próprios processos de fabrico. O processo de eletroerosão tem vindo a ser cada vez mais utilizado como processo alternativo da maquinagem. Isto deve-se ao facto de muitos componentes possuírem determinadas propriedades, como a dureza elevada ou mesmo o facto de serem reativos, que os impede de serem maquinados através dos processos convencionais de maquinagem, como é o caso da fresagem ou da furação. No entanto, este processo, como qualquer outro, também apresenta desvantagens e, como tal, é necessário procurar formas de as contornar e perceber como os próprios parâmetros de maquinagem

podem influenciar quer o acabamento da peça final quer o comportamento da mesma a determinadas solicitações a que estará sujeita, como por exemplo o comportamento à fadiga. A eletroerosão é aplicada na maquinagem de componentes para moldes que apresentam formas geométricas complexas e são concebidos em materiais de elevada dureza e resistência ao desgaste. Um problema destes componentes é a sua resistência aos elevados ciclos de fadiga a que estão sujeitos. Assim, tendo por base as grandes potencialidades do processo de eletroerosão e interesse do estudo do comportamento à fadiga, proporcionou-se o desenvolvimento deste projeto.

## **1.2 Organização e Estrutura da Dissertação**

A presente dissertação encontra-se dividida em duas partes distintas, sendo a primeira relacionada com a pesquisa bibliográfica e a segunda com o trabalho experimental realizado e as respetivas conclusões e trabalhos futuros. A pesquisa bibliográfica contempla a explicação do processo de eletroerosão e do fenómeno de fadiga. Em primeiro lugar será realizada uma breve descrição do processo de maquinagem por eletroerosão, assim como as variantes do processo, vantagens e desvantagens do mesmo e as suas principais aplicações. Seguidamente, serão abordados os conceitos gerais sobre o fenómeno de fadiga e as diversas solicitações existentes. Também será abordado o mecanismo de propagação de fendas de fadiga e a morfologia da superfície de fratura. Posteriormente, será mencionado um modelo probabilístico de fadiga que será aplicado neste estudo e quais as vantagens do mesmo. Por fim, ainda na parte da pesquisa bibliográfica, será feita uma referência aos diversos estudos que relacionam o processo de maquinagem por eletroerosão e a vida à fadiga de alguns materiais e as principais conclusões retiradas desses mesmos estudos.

Relativamente à parte experimental do trabalho, pretende-se apresentar as técnicas e procedimentos executados para a realização dos ensaios, as máquinas utilizadas durante os mesmos e as simulações realizadas. Posteriormente, serão apresentados os resultados obtidos quer para os provetes retificados quer para os provetes maquinados por eletroerosão. Para os provetes maquinados serão também objeto de estudo os parâmetros de eletroerosão e a sua influência na vida à fadiga do material, utilizando-se para o efeito, dois conjuntos de parâmetros distintos. Posteriormente será realizada uma comparação entre o estado retificado e o estado maquinado por eletroerosão, comparando vários aspetos. Por fim serão apresentadas todas as



conclusões retiradas com o presente trabalho e indicados os trabalhos futuros que deverão ser realizados para que toda a informação esteja reunida.



## **2 Estado da Arte**

Nesta primeira parte do trabalho, pretende-se apresentar o estado da arte do processo de eletroerosão e do fenómeno de fadiga. Os conceitos mais relevantes e as investigações que têm sido realizadas no âmbito de cada matéria. Pretende-se dar várias noções que serão importantes para segunda parte deste trabalho, a parte experimental.

Para concluir o estado da arte serão referidas investigações realizadas no âmbito do comportamento à fadiga para materiais maquinados pelo processo de eletroerosão, as suas principais conclusões e de que forma estes dois temas, à primeira vista sem relação, estão interligados.

### **2.1 Processo de Eletroerosão**

Nesta secção será apresentado o estado da arte do processo de eletroerosão, os conceitos mais relevantes, as modificações metalúrgicas associadas a este processo de fabrico não convencional e os parâmetros que mais influenciam a qualidade dos componentes obtidos pelo processo de eletroerosão.

#### **2.1.1 Descrição do Processo**

No mundo industrial existe, cada vez mais, a necessidade de se procurar processos nos quais é possível utilizar materiais diversos, sem existência de grandes restrições, e obter formas complexas que não seriam possíveis de obter utilizando os processos convencionais de maquinagem, como o torneamento, a furação, a fresagem ou a retificação. É aqui que a eletroerosão tem um papel relevante, permitindo reduzir o número total de operações de

produção e possibilitar a maquinagem de vários materiais. Muitos materiais não podem ser maquinados por processos convencionais ou, quando podem, provocam um excessivo desgaste da ferramenta levando a que exista um alto custo inerente ao processo. Todas estas vantagens têm levado os investigadores a realizarem cada vez mais pesquisas sobre os métodos não tradicionais pois, por vezes, estes oferecem uma solução mais económica ou são mesmo a única solução para a produção de certos componentes [1]. Apesar dos avanços conseguidos, observa-se que este processo ainda é de execução relativamente complicada devido às condições em que é conduzido. Por exemplo, para a erosão de uma superfície de teste, mesmo sendo ela de reduzidas dimensões, é necessário realizar milhares ou milhões de descargas elétricas com o propósito de se acumular pequenas contribuições locais – crateras erodidas [2].

A eletroerosão (EDM - *Electro Discharge Machining*) é um processo de maquinagem não convencional no qual um eléctrodo (ferramenta), usando a erosão provocada por descargas elétricas, corta a forma requerida no outro eléctrodo (peça), no seio de um meio dielétrico [3]. É comum colocarem-se jatos de fluido dielétrico direcionados de um modo estratégico de forma a facilitar a remoção das partículas resultantes do processo de maquinagem, tal como é possível observar na Figura 1 [4, 5]:

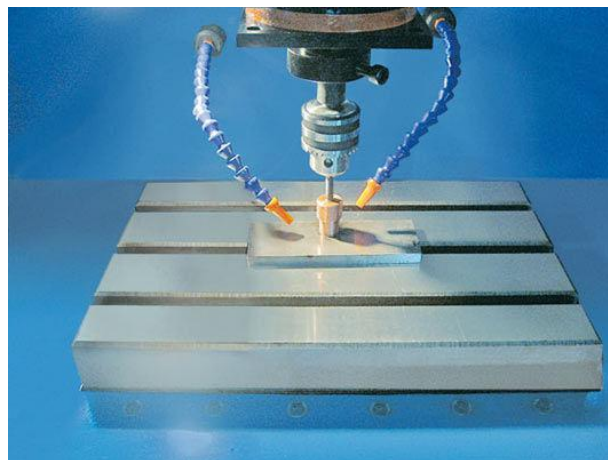


Figura 1: Máquina de eletroerosão por penetração, com jatos direcionados [5].

O processo de eletroerosão não é mais do que um processo de reprodução de formas no qual a forma do eléctrodo é transposta para a peça de trabalho, tal como ocorre num espelho [3]. O processo de remoção de material no processo de eletroerosão ocorre em três estágios principais, tal como é possível observar na Figura 2 [1]. A primeira fase do processo é designada por fase de ignição. Nesta fase ocorre a ionização e formação da descarga numa área localizada

entre os elétrodos, após a aplicação da tensão. O mecanismo de erosão do material começa por usar energia elétrica (transformando-a em energia térmica, por efeito de Joule) através de uma série de descargas elétricas, discretas, que ocorrem entre o eletrodo e a peça a trabalhar. O efeito Joule afirma que a circulação de corrente elétrica, num material condutor, leva à produção de calor resultante das colisões entre eletrões livres com os átomos do condutor. Isto leva a que haja excitação dos átomos, gerando assim um efeito de aquecimento, sendo desta forma que há transformação de energia elétrica em energia térmica [1, 3]. O espaço entre o eletrodo e a peça é designado por folga (*gap*). A segunda fase designa-se por descarga principal. Nesta fase, uma avalanche de eletrões ataca o ânodo (elemento positivo), visível na Figura 2 (2), sendo a densidade de corrente muito elevada devido, parcialmente, à baixa resistência elétrica no canal de descarga depois do estágio anterior e também devido à restrição hidráulica do meio dielétrico. Posteriormente, os iões atacam o cátodo (elemento negativo), sendo este aquecido mais lentamente do que o ânodo, criando-se assim um canal de plasma (pronto a passar corrente) entre o cátodo e o ânodo a uma temperatura que pode estar entre os 8000 °C e os 12000 °C, podendo mesmo atingir os 20000 °C, sendo este aumento de temperatura causado pelos choques entre iões e eletrões. No processo de eletroerosão ocorre uma rápida dissipação do calor gerado no processo. Quando o fornecimento da corrente contínua de impulso atinge aproximadamente os 20000 e 30000 Hz, esta é desligada e o canal de plasma é interrompido. Isto causa uma redução brusca na temperatura permitindo a circulação do fluído dielétrico [1, 3]. A fase final é a fusão local e mesmo vaporização do material tanto da peça como da ferramenta, sendo esta uma característica completamente oposta daquilo que ocorre nos processos convencionais de maquinagem [3, 6]. Este fenómeno ocorre na região do ataque da descarga e é seguido por expulsão de metal fundido, visível na Figura 2 (4). Sob impulsos elétricos relativamente prolongados, a descarga elétrica tenderá a assumir as características de um arco elétrico, e a densidade da corrente será baixa. A rápida expansão do canal de plasma, que rapidamente diminui a densidade de corrente, permite obter o melhor compromisso das condições de maquinagem que ocorre no processo de eletroerosão para a velocidade de remoção de metal e desgaste da ferramenta. De notar que o material que é realmente retirado da peça de trabalho é aquele que se consegue evaporar, uma vez que existe material fundido que volta a solidificar [1]. Estudos mostram que ocorre expulsão de metal, principalmente depois da descarga elétrica ter cessado, acompanhado da libertação de vapor de metal, devido à súbita redução na pressão sobre a extinção de bolha de vapor. Esta situação origina forças que obrigam

o material fundido a sair. Este material fundido solidifica e é arrastado em forma de bolhas pelo dielétrico, constituindo as denominadas aparas do processo de eletroerosão [1, 4].

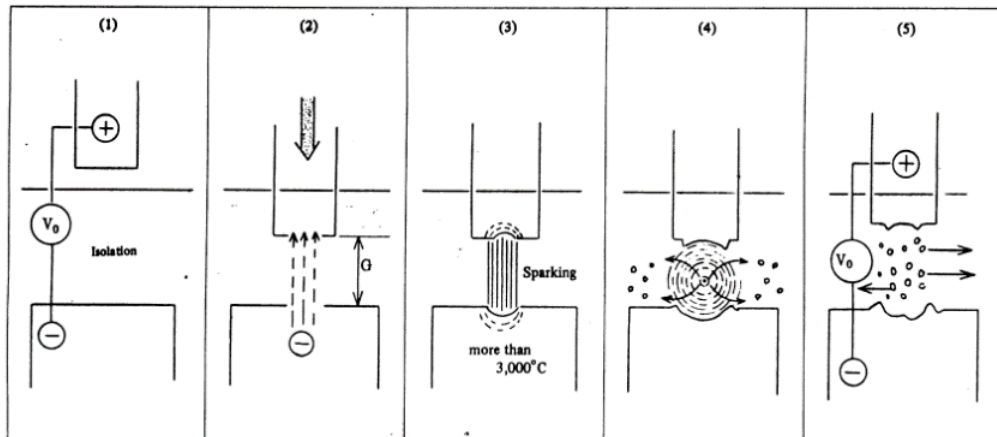


Figura 2: Normal sequência na formação da descarga elétrica no processo [1].

Outro aspeto que é importante deixar claro é que o ânodo é o elemento positivo, ao passo que o cátodo é o elemento negativo, sendo que os eletrões se deslocam sempre da menor energia para a maior, razão pela qual os eletrões passam do elemento negativo para o positivo, ou seja, os iões atacam o cátodo, como se verificou na Figura 2.

Pretende-se agora explicar como ocorre o processo de eletroerosão tendo em conta o impulso característico deste processo. Na Figura 3, está ilustrada a normal sequência de acontecimentos na formação da descarga elétrica onde é possível observar um impulso característico do processo de eletroerosão, observado com um osciloscópio, sendo também evidente a relação que existe entre tensão e corrente [1].

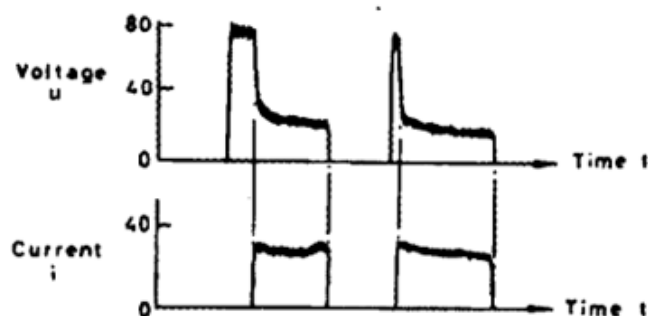


Figura 3: Impulso característico do processo de eletroerosão [1].

Através da Figura 3, pode-se perceber que o tempo de descarga e a duração do impulso são exatamente o mesmo quando se está a falar em impulso de corrente. Ainda através desta figura, em primeiro lugar, pode-se verificar que é fornecida uma tensão pela máquina, normalmente de 80 V, sendo esta aplicada entre a ferramenta e a peça de trabalho (folga). Esta tensão causa uma ionização seguida de descarga da qual resulta o efeito de uma avalanche de eletrões em direção ao ânodo. Ocorre um pequeno atraso entre a aplicação do impulso de tensão e a formação do impulso de corrente resultante, designado por atraso de ignição (*ignition delay*), tal como representado na Figura 3. Quando a corrente elétrica é estabelecida, a tensão dentro do intervalo (*gap*) desce para o valor de descarga, sendo esse valor de aproximadamente 25 V. A corrente elétrica continua até acabar por se extinguir pelo corte da tensão aplicada. Antes da aplicação de um novo impulso de tensão, é inserida uma pausa entre impulsos (*pulse interval*), sendo esta necessária tanto para a desionização do canal de descarga como para possibilitar que a descarga seguinte ocorra num lugar diferente e independente entre os eletrodos. Quanto à duração do impulso e pausa, estes podem ser escolhidos dentro de grandes limites, possibilitando assim uma maior flexibilidade do processo [1]. O ciclo do impulso e a pausa são assim controlados, bem como a intensidade de corrente que pode ser regulada para uma grande variedade de aplicações, desde o máximo material removido em desbaste até a produção de um bom acabamento superficial, nas operações de acabamento [1, 6].

#### 2.1.1.1 Ciclo de Descarga – *Duty Cycle*

A duração ou a quantidade de tempo em que a corrente flui através da folga é chamado de tempo de descarga (*on-time*). Este nome deve-se ao facto de este tempo ser o período de tempo em que a faísca está a acontecer ou é possível de ser formada, e é normalmente medido em microssegundos ( $\mu s$ ). Durante o tempo de descarga, ocorre a formação de faísca que é acompanhada por um rápido crescimento de “nuvens” de vapores ou de bolhas de gás. Quanto mais rápido e maior for este crescimento de bolhas, melhor é para o processo de eletroerosão. Durante este período, tudo que está na proximidade do arco é reduzido a gás, expandindo-se rapidamente para longe da fonte de calor (faísca) [7]. Quando a corrente é desligada, a “nuvem” de vapor colapsa e implode. Este colapso origina um vazio ou vácuo, criando uma espécie de sensação de frescura no dielétrico, funcionando como limpeza e refrigeração da área onde ocorreu a faísca. Este período é chamado de pausa (*off-time*) e permite a desionização do

dielétrico para proporcionar condições favoráveis para a ocorrência de próxima faísca. A pausa deve ser suficiente para que o dielétrico se restaure, caso contrário, a estabilidade durante o corte será difícil de manter [7].

O tempo de descarga influencia a velocidade de maquinagem, o desgaste do eletrodo e o acabamento superficial. Todo o processo de maquinagem é realizado durante o tempo de descarga. Quanto à pausa, esta apenas afeta dois parâmetros do processo de eletroerosão: a velocidade e a estabilidade da maquinagem. A duração da pausa pode afetar drasticamente a velocidade da operação. Quanto maior for a pausa, maior será o tempo de trabalho. Infelizmente, a pausa é necessária e é uma parte integrante do processo de eletroerosão. A estabilidade é tão importante como a velocidade, uma vez que a primeira é a chave para manter a velocidade do processo. Apesar do aumento da pausa levar a uma diminuição da velocidade, permite fornecer a estabilidade necessária requerida para que o processo de eletroerosão ocorra com sucesso. Se este período for insuficiente, causa um ciclo irregular acabando por diminuir a velocidade de operação. Neste caso, manter a estabilidade é mais importante do que obter velocidade porque manter qualquer tipo de velocidade constante é quase impossível sem que haja estabilidade do processo. Quando a corrente está desligada, nada, além da recuperação do dielétrico, pode ocorrer. Enquanto nenhum trabalho é realizado, não pode haver qualquer desgaste do eletrodo. Se apenas a pausa for alterada, apenas o tempo para completar a operação pode ser alterado, ou seja, vai-se demorar mais tempo, mas o número de faíscas que efetivamente ocorrem não se altera. Isto significa que a duração da pausa não pode afetar o desgaste, mas apenas o tempo de maquinagem [7].

O tempo de descarga com a pausa criam um ciclo de descarga elétrica. A duração de cada parâmetro vai depender do material da peça de trabalho, do material do eletrodo, da qualidade da limpeza do dielétrico, da velocidade requerida da maquinagem e do acabamento superficial requerido. Um único ciclo do processo de eletroerosão é medido desde o tempo de descarga até ao seguinte tempo de descarga. No processo, a relação entre o tempo de descarga e o tempo de ciclo total, é chamado de ciclo de descarga (*duty cycle*), sendo este um indicador da eficiência do processo. Este parâmetro é calculado através da equação (1) sendo  $t_f$  o tempo de descarga e  $t_p$  o tempo de ciclo [7]:

$$Duty Cycle [\%] = \frac{t_f}{t_p} * 100 \quad (1)$$



De modo a perceber melhor como funciona o ciclo de descarga e as variáveis relacionadas com o mesmo, apresenta-se, na Figura 4, as variáveis do impulso e apresentam-se de seguida as suas designações [8]:

- $t_p$ : período ou tempo de ciclo;
- $t_d$ : tempo de ionização;
- $t_r$ : tempo de descarga;
- $t_i$ : tempo do impulso;
- $t_o$ : tempo de pausa;
- $U_0$ : tensão em vazio (80 V);
- $U_f$ : tensão de descarga [8].

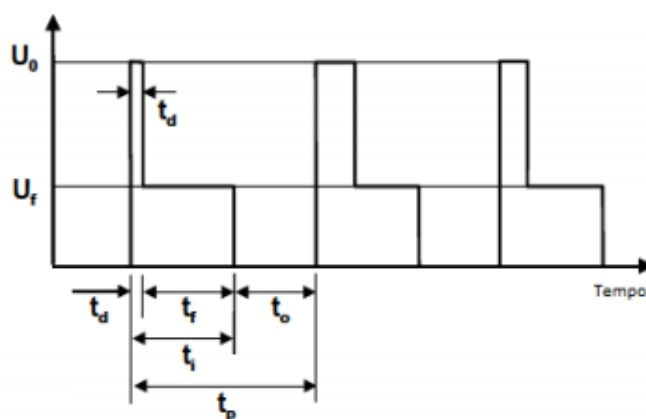


Figura 4: Variáveis do impulso [8].

Pode-se agora fazer-se uma breve revisão dos parâmetros enumerados anteriormente. Quanto ao tempo de descarga, quanto maior for a duração de descarga, maior será a cratera resultante do processo e maior será a quantidade de material removido. No entanto, para tempos de descarga mais curtos, conseguem-se melhores acabamentos superficiais, ou seja, menores rugosidades. Quanto às intensidades de correntes, para as operações de desbaste, são utilizadas intensidades mais elevadas ao passo que para um melhor acabamento, são utilizadas intensidades mais baixas. As intensidades mais baixas requerem tempos de trabalho mais demorados. Relativamente à frequência, esta medida é utilizada no controlo do número de vezes que a corrente é ligada, sendo que durante as operações de desbaste, a frequência utilizada é baixa e por isso o tempo de descarga é mais prolongado, levando a que as taxas de remoção de

material sejam mais elevadas. Durante as operações de acabamento, utilizam-se frequências mais elevadas e, tempos de descarga mais curtos [8].

Nos geradores do processo de eletroerosão, pode-se falar de tensão em vazio (*open-gap*) e tensão de trabalho. O primeiro termo refere-se ao elevado potencial elétrico pré-definido, medido em volts, enquanto o eletrodo está a tentar alcançar a peça de trabalho, sob tensão, mas o processo de maquinagem ainda não começou. Após o começo e a descarga, a tensão em vazio vai cair drasticamente à medida que a corrente aumenta, acabando por estabilizar, atingindo a tensão de trabalho que ronda os 25 V [7].

Relativamente ao gerador de impulsos, este fornece impulsos de corrente de valor constante, desde 1 até 300 A, levando a um baixo desgaste da ferramenta. A pausa deve ser mínima, de acordo com as necessidades do meio dielétrico para desionizar após cada impulso, evitando assim a ocorrência de arco contínuo. A formação de arco ou *arcing* ocorre quando existe uma falha para se conseguir que uma descarga esteja fisicamente separada da sua antecessora e da sua sucessora, resultando numa desionização inadequada entre descargas, originando uma série de descargas “estáticas” (espacialmente), conduzindo à degradação da ferramenta e da peça e numa falta de progressão da maquinagem. Esta ocorrência representa uma condição de mau funcionamento. Hoje em dia, as máquinas mais recentes já possuem dispositivos incorporados para evitar ou minimizar a formação de arco [1].

A duração de impulso ocupa a maior parcela, assegurando assim a máxima quantidade de material removido ou a máxima velocidade de penetração. O tipo de gerador utilizado no processo irá afetar o grau de erosão. Hoje em dia, os geradores de impulsos tendem a minimizar o grau de erosão dos eletrodos [1].

O processo de eletroerosão é caracterizado por ser um processo livre de rebarbas, diferenciando-se assim da maioria dos processos convencionais de maquinagem. Também não existe força de corte, pois não há contacto entre a ferramenta e a peça e por isso não se formam as tensões internas comuns dos processos convencionais [1]. Outro benefício é não existirem problemas de vibração durante o processo [3]. Todos estes aspetos constituem mais uma grande vantagem do processo de eletroerosão relativamente aos processos tradicionais de maquinagem. É importante deixar bem claro que a precisão e o acabamento obtidos através do processo de eletroerosão assim como os custos da operação estão fortemente relacionados com as técnicas

e práticas empregadas pelo operador, desde a preparação da ferramenta (elétrodo) até ao acabamento [1].

Quanto ao material que vai ser maquinado pelo processo de eletroerosão, este deve ser condutor elétrico, como é o caso de todos os metais e suas ligas. Também os materiais à base de Carbono, como a Grafite, são passíveis de serem maquinados por este processo. Os materiais plásticos, borrachas, vidros, óxidos ou misturas de óxidos (Silício e alumina, por exemplo) não fazem parte do grupo de materiais que podem ser maquinados pelo processo de eletroerosão. As propriedades mecânicas dos materiais não influenciam a aptidão dos mesmos para serem utilizados no processo, como acontece nos processos convencionais de maquinagem. Neste processo é possível maquinar aços recozidos, temperados ou revenidos, sendo esta uma grande vantagem do processo de eletroerosão quando comparado com os processos convencionais. Esta possibilidade permite evitar as deformações das peças que se podem produzir durante os tratamentos térmicos de peças já maquinadas. Outra grande vantagem do processo é permitir maquinar materiais dificilmente maquináveis como o caso dos carbonetos de Tungstênio, as ligas de Níquel e o Cobalto [4].

## **2.1.2 Variantes do Processo**

Quando se fala do processo de eletroerosão, pode-se dividir este processo em dois tipos distintos: eletroerosão por penetração (*diesinking*) e eletroerosão por fio (*wire*). De seguida, apresentam-se os princípios de funcionamento e os aspetos mais relevantes que diferenciam estes dois tipos de processos, assim como as respetivas vantagens e desvantagens. Também é importante salientar que têm vindo a ser realizados diversos estudos relacionados com o processo de eletroerosão a uma micro e a uma nano escala uma vez que cada vez mais existe uma tendência para se reduzir o tamanho dos produtos. Apesar de este assunto ser interessante não será desenvolvido na presente dissertação [3, 6].

### **2.1.2.1 Eletroerosão por Penetração (*Die Sinking* EDM)**

É importante deixar bem claro que em todo este trabalho sempre que se abordar o processo de eletroerosão, sem especificar nada mais, o processo considerado é o processo de

eletroerosão por penetração, sendo que quando se pretender falar do processo de eletroerosão por fio, este será assim mencionado.

Começando pelo processo de eletroerosão por penetração, este processo de maquinagem não convencional é frequentemente utilizado para o fabrico de furos e formas cegas no qual o eléctrodo é o negativo da forma que se pretende obter. Deve existir um movimento relativo vertical entre o eléctrodo e a peça, movimentando-se o eléctrodo e mantendo-se fixa a peça [1]. Apresentam-se, de seguida, as principais vantagens deste processo [8]:

- Não existem forças de corte como nos processos convencionais de maquinagem, pelo que é aplicável a materiais frágeis;
- Por ser um processo eléctrico - térmico, permite trabalhar com qualquer material condutor;
- Permite obter furos com pequenos diâmetros e grande profundidade, impossíveis de obter com a broca convencional;
- Permite obter tolerâncias muito apertadas;
- Trata-se de um único processo de maquinagem para obter configurações complexas, que são impossíveis de obter por outro método convencional [8].

Quanto às desvantagens [8, 9]:

- Altos custos do processo [8];
- Alto desgaste da ferramenta em operações de acabamento [9];
- Risco potencial de incêndio associado ao uso de dieléctricos à base de óleo [9];
- A Grafite é um material frágil pelo que é necessário ter especial cuidado no manuseamento dos eléctrodos [8];
- Tempo e custo adicional necessários para a criação dos eléctrodos (os eléctrodos têm que ser maquinados através de processos convencionais de maquinagem) [8];
- Após o processo, é necessário remover uma camada superficial que se forma na peça, de metal fundido e ressolidificado, que é extremamente duro e quebradiço [8];
- O acabamento da superfície não é perfeito, sendo que existe mais rugosidade nas superfícies planas do que nas paredes verticais, resultado de faíscas esporádicas que ocorrem para evacuar os resíduos [8].

Apresenta-se na Figura 5 o princípio de funcionamento do processo de eletroerosão por penetração [1]:

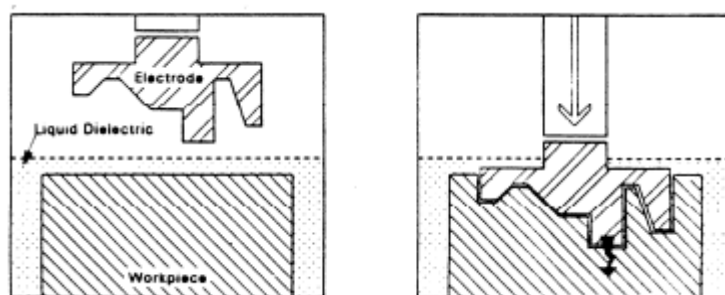


Figura 5: Princípio de funcionamento do processo eletroerosão por penetração [1].

No processo de eletroerosão por penetração, a polaridade mais usual é a polaridade positiva, sendo a ferramenta o ânodo e a peça o cátodo. No entanto, é importante deixar claro que esta polaridade depende do material a utilizar e, quando se tornar vantajoso (tornar o desgaste da ferramenta inferior à quantidade de material removido da peça) esta polaridade pode ser invertida, tendo sempre presente que a alteração da polaridade tem efeito no desgaste, velocidade e estabilidade do processo [1, 8].

Em termos de meio dielétrico, os fluídos mais utilizados são os óleos de hidrocarbonetos e o querosene (líquido que resulta da destilação fracionada do petróleo). Quanto aos regimes de corte, podem ser realizadas operações de desbaste, semi-acabamento e acabamento [9].

#### 2.1.2.2 Eletroerosão por Fio (Wire EDM)

O processo de eletroerosão por fio (WEDM – *Wire EDM*) é um processo de maquinagem não convencional, que utiliza um fio contínuo, alimentado através da peça de trabalho por um microprocessador que permite trabalhar peças com dureza variável e obter formas complexas com elevada precisão, que seriam difíceis de obter por processos de maquinagem tradicionais. Este microprocessador também mantém constantemente o espaço entre a peça a trabalhar e o fio (folga), espaço esse que pode variar entre os 0,025 mm até 0,05 mm [10].

O processo de eletroerosão por fio é uma adaptação do processo de eletroerosão convencional em que o material é erodido da peça a trabalhar através de sucessivas descargas que ocorrem entre a peça e o fio. Enquanto o mecanismo de remoção de material no processo

por fio é idêntico ao mecanismo do processo de eletroerosão, as características funcionais não o são. Além disso, este processo é sempre realizado com controle numérico [10]. O processo de eletroerosão por fio permite obter tolerâncias de precisão bastante inferiores às conseguidas com o processo de eletroerosão por penetração, sendo este valor de  $0,003\ \mu\text{m}$  para o processo por fio. Também as rugosidades médias aritméticas são mais baixas no caso do processo de eletroerosão por fio, rondando os  $0,3\ \mu\text{m}$  para qualquer material [9]. No entanto, o acabamento superficial desejado no processo é um fator a considerar uma vez que afeta o ciclo de produção [8].

O fluido dielétrico é, na maioria dos casos, água desionizada. Este fluido é introduzido entre o fio e a peça a trabalhar por um sistema de refrigeração. Quando a tensão aplicada atinge o valor de *break down* do dielétrico, a água começa a ionizar, tornando-se eletricamente condutora e forma assim, um intenso canal condutor, arco plasma, entre o fio e a peça a trabalhar. Tal como foi referido na história da eletroerosão, de acordo com a patente registada pela companhia comercial de máquinas de eletroerosão Agie, o fluido dielétrico flui simultaneamente de duas cabeças de suporte do fio diretamente para a zona de maquinagem. O fluxo é, desta forma, paralelo ao fio e coaxial com este, permitindo obter um fluxo máximo (no ponto de descarga) com o mínimo de perturbação do fio, constituindo por isso uma grande vantagem. Através de um sistema automático de regeneração da água, é feita a regularização da qualidade da água desionizada, permitindo desta forma que o nível de desionização do fluido seja consistente, sendo que esta regularização está incluída na patente referida. As vantagens deste sistema incluem melhorias nas condições de corte, precisão e consistência das condições na zona de descarga e possibilidade de se obterem formas de elevada complexidade muito precisas e produzidas em materiais com qualquer valor de dureza [1]. No entanto, atualmente, o processo de eletroerosão por fio é realizado com a peça de trabalho totalmente submersa num tanque cheio de fluido dielétrico, o que permite uma estabilização da temperatura e ainda uma descarga eficaz, principalmente nos casos em que a peça a trabalhar possui uma espessura variável. O fio utilizado como elétrodo possui um diâmetro que pode variar entre os  $0,05\ \text{mm}$  e os  $0,3\ \text{mm}$ , valores esses bastantes pequenos que permitem obter peças com finos detalhes [10-14]. O corte resultante é da ordem dos  $0,15$  até aos  $0,40\ \text{mm}$ , mas no caso de as vibrações do fio não serem controladas, estas podem afetar significativamente a precisão do corte. Sabe-se que as descargas efetuadas durante o processo provocam este tipo de perturbações no fio. Além disso, também a circulação do dielétrico através da zona de descarga pode causar forças

de perturbação, razões pelas quais é de extrema importância otimizar o fluxo do dielétrico [1]. A peça a trabalhar move-se em relação ao fio através de um sistema de controlo numérico, criando o perfil desejado por corte de material da peça através do fio elétrodo. No fim do corte da peça, é obtida a forma desejada ou perfil. Em algumas máquinas de eletroerosão por fio, este encontra-se fixo numa posição e a peça a trabalhar move-se, enquanto noutras máquinas, a peça é fixa numa posição e o fio move-se relativamente à peça. Neste processo de eletroerosão, o corte por fio é conseguido em virtude das altas frequências de descargas elétricas, sendo estas de aproximadamente 100000 por segundo, entre o fio e a peça a trabalhar. Também são aplicados, entre a peça e o fio, impulsos de tensão necessária, rondando os 50 a 300 V [1, 10].

Como parâmetros mais influentes do processo tem-se a estabilidade do fio e o excelente corte devido à água desionizada e condições de fluxo dielétrico. O sistema de servo-controlo, que faz parte da máquina de eletroerosão por fio, permite controlar as condições na zona de descarga e a velocidade de movimentação do fio e da peça, um relativamente ao outro, durante o processo de maquinagem. O fio utilizado para realizar a operação de corte deverá ser fornecido continuamente através da zona de descarga. Existe grande possibilidade de o fio partir devido à erosão sofrida. Antes de ocorrer esta quebra do fio, ocorre uma mudança no seu diâmetro devido à erosão sofrida, o que afeta em muito a precisão do corte. Por estas razões é necessário manter o fio sob tensão mecânica nas extremidades das guias, de modo a evitar a produção de peças com imprecisões [1]. Durante o processo de eletroerosão por fio, o material é erodido antes do fio e não há contacto direto entre a peça de trabalho e o fio, eliminando, desta forma, possíveis tensões mecânicas resultantes do processo de maquinagem [10]. O corte é sempre transversal relativamente à peça [4]. Na Figura 6, está evidenciado o processo de eletroerosão por fio, onde é possível observar a forma como o fio é alimentado e como a peça é cortada [15]:

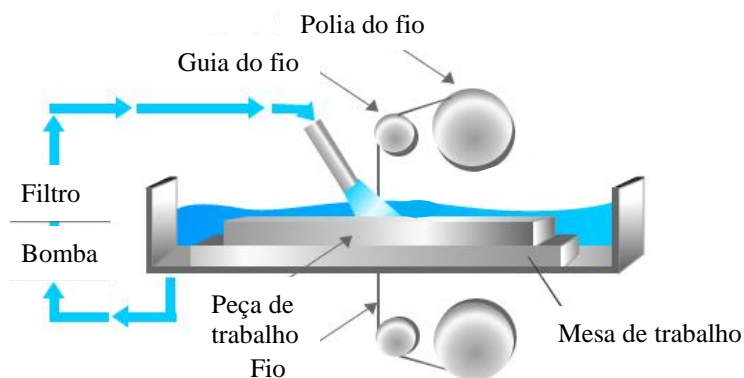


Figura 6: Processo de eletroerosão por fio [15].

Ao contrário das máquinas de eletroerosão por penetração, nas quais a polaridade aplicada pode ser invertida, a polaridade no processo de eletroerosão por fio é constante, sendo o fio o cátodo e a peça o ânodo [8, 9]. Por tanto, a polaridade do eletrodo é negativa porque as taxas de maquinagem são muito mais elevadas e não há muita preocupação com o desgaste do eletrodo [7]. Quanto aos regimes de corte, pode-se utilizar o processo de eletroerosão para operações de desbaste, semi-acabamento ou acabamento [9].

Apresentam-se, de seguida, as vantagens e desvantagens do processo de eletroerosão por fio. Quanto às vantagens [8, 9]:

- Melhores precisões dimensionais do que o processo de eletroerosão por penetração [9];
- Menores rugosidades médias aritméticas do que o processo de eletroerosão por penetração [9];
- Permite obter formas complexas [8];
- Dependendo da capacidade da máquina, o trabalho pode incluir ângulo variável e geometria independente (quatro eixos) [8].
- Não há risco de incêndio associado ao fluido dielétrico, uma vez que se utiliza água desionizada para este fim [9];

Quanto às desvantagens [8, 9]:

- Baixo valor de remoção do material da peça [9];
- Elevado desgaste do fio [9];
- Necessidade de realização de um furo antes da realização do processo de eletroerosão para contornos interiores [8];
- Após o processo, é necessário remover uma camada superficial que se forma na peça, de metal fundido e ressolidificado, que é extremamente duro e quebradiço [8];
- Gasto elétrico elevado [8].

Algo que é importante deixar bem claro, é a distinção entre um controlo *on-line* e um controlo *off-line*. Sendo assim, um controlo *on-line* é aquele no qual se introduz um intervalo de valores na máquina de eletroerosão e esta ajusta esse valor para um valor ideal que permite



obter melhores propriedades. Um controlo *off-line* acontece quando se coloca na máquina apenas um valor, e não um intervalo, não existindo, desta forma, um ajuste de parâmetros para obter um valor ideal [1].

### **2.1.3 Folga**

No processo de eletroerosão, o espaço existente entre a ferramenta e a peça a trabalhar é designado por folga (*gap*) e deve ser monitorizado e controlado eficazmente de modo a evitar instabilidades no processo de maquinagem, curto-circuito, circuito aberto ou existência de arco (*arcing*). Todos estes aspetos podem resultar em danos para a peça de trabalho e para a ferramenta em causa, afetando, desta forma, o desempenho do processo. A existência de resíduos neste espaço também pode levar a alterações na condutividade elétrica, podendo resultar em descargas não uniformes e instáveis. Todas estas razões levam a que seja de extrema importância que esta distância, folga, seja controlada atentamente e periodicamente [6].

A descarga elétrica ocorre sempre através do caminho eletricamente mais curto entre a ferramenta e a peça de trabalho. Algo que é importante referir é o facto de as descargas, ao produzirem a forma no material da peça a trabalhar, levarem a que a folga entre elétrodos aumente, ficando assim esta folga demasiado grande para outras descargas serem produzidas pela tensão disponível. Para se assegurar que esta folga é mantida constante, a ferramenta é automaticamente posicionada relativamente à forma da peça a trabalhar, sendo este posicionamento produzido pelo sistema de servo-controlo para compensar o material que é removido através do processo. A forma de controlo mais comum é feita por uma válvula servo eletro-hidráulica, controlando assim a coluna porta-ferramentas através de um cilindro hidráulico. A resposta e desempenho do servo mecanismo é dependente do gerador utilizado. Este sistema é simples e pode ser aplicado a uma grande variedade de tamanhos de máquinas, no entanto têm sido cada vez mais utilizados os motores elétricos e os motores de corrente contínua em algumas aplicações [1].

A limpeza da folga, no processo de eletroerosão é uma etapa com tanta importância como qualquer outra já referida, uma vez que durante o processo de eletroerosão as partículas resultantes do processo de erosão tendem a acumular-se na superfície da peça de trabalho e da ferramenta, podendo diminuir a eficiência do processo e comprometer os bons acabamentos pretendidos. O conceito de limpeza não é mais do que a circulação do fluido dielétrico entre a

ferramenta (elétrodo) e a peça de trabalho. O conjunto das partículas que se vão acumulando leva a uma diminuição da resistência elétrica, promovendo a formação de descargas anormais que podem danificar tanto a peça como o eletrodo ferramenta [16]. Estas partículas e impurezas podem ter diversas origens como gases que provêm da dissociação do dielétrico, partículas de Carbono resultantes do dielétrico ou partículas resultantes da erosão do eletrodo e da peça [17].

Uma vez que o eletrodo ferramenta, no início do processo, está isento de partículas e resíduos então a sua resistência é maior pelo que será necessário mais tempo para que a primeira descarga ocorra. As primeiras partículas criadas pelas descargas elétricas iniciais reduzem a resistência do eletrodo e melhoram as condições de trabalho. Por esta razão é importante que a pressão de limpeza se mantenha num valor intermédio uma vez que o melhor rendimento do processo se obtém com uma certa percentagem de contaminação do dielétrico. Existem vários tipos de limpeza utilizados no processo de eletroerosão e é importante deixar claro que se deve renovar o fluido dielétrico periodicamente, de modo a evitar a acumulação de demasiadas partículas e contaminação do fluido [16, 17].

#### **2.1.4 Elétrodo**

Passa-se agora ao estudo de um elemento fundamental no processo de eletroerosão: o eletrodo. Existem algumas características que os eletrodos devem possuir para que o processo ocorra sem problemas e com uma eficiência elevada. A ferramenta utilizada no processo de eletroerosão, um eletrodo, deve possuir as seguintes características [6, 9]:

- Elevada condutividade elétrica [6];
- Elevada resistência ao calor [6];
- Elevado ponto de fusão [6];
- Elevada condutividade térmica [9];
- Elevada densidade [9];
- Elevada capacidade de armazenar calor a uma determinada temperatura, ou seja, elevado calor específico [9].

Estas são as propriedades principais que se devem assegurar aquando da escolha do material utilizado para a ferramenta do processo [6]. Qualquer material que possua uma

resistividade elétrica inferior a 100  $\Omega$ .cm é candidata a ser utilizada como eletrodo no processo de eletroerosão [1].

Também é importante ter em conta as seguintes propriedades mecânicas, na escolha dos materiais dos eletrodos [18]:

- Facilmente mecanizáveis, uma vez que os eletrodos são produzidos através de processos de maquinagem convencionais;
- Coeficientes de dilatação muito pequenos, uma vez que se durante o processo as dimensões dos eletrodos aumentarem, serão introduzidos erros dimensionais na peça a maquinar;
- Baixo peso específico;
- Boa estabilidade dimensional, de forma a evitar mudanças nas dimensões da peça a mecanizar. Determinados tratamentos e processos físicos que alguns materiais sofrem podem levar à formação de tensões internas que se libertam com o calor do processo de eletroerosão, produzidas mudanças nas suas dimensões e consequentemente nas dimensões da peça a maquinar;
- Boa resistência mecânica [18].

Tendo em conta as propriedades referidas, os materiais mais comumente utilizados como ferramenta no processo de eletroerosão são o Cobre, a Grafite, o Tungsténio e o carboneto de Tungsténio, podendo também ser utilizada uma mistura de dois materiais tais como o Cobre-Grafite, Cobre-Tungsténio e Telúrio-Cobre. Muitas vezes, o fator de decisão final na escolha de um destes materiais acaba por ser qual está disponível de imediato, conseguindo-se assim, um tempo de produção dos eletrodos menor e consequentemente um tempo total de todo o processo menor [1, 6]. As principais vantagens dos materiais metálicos englobam um custo médio, boa resistência e bons acabamentos. No entanto, estes materiais possuem um maior desgaste e uma baixa velocidade de maquinagem [8]. Relativamente às características dos materiais dos eletrodos, começando pelo Cobre, este material possuiu uma elevada condutividade térmica e é geralmente utilizado por permitir obter uma diversidade de formas, ser facilmente maquinável, possuir uma baixa dureza (na ordem dos 300 HV), permitir obter bons acabamentos e possuir uma baixa resistência elétrica [1, 9, 19]. A resistência do eletrodo ao desgaste é boa para potências moderadas de maquinagem e acabamento, no entanto, o seu

desgaste aumenta com o aumento da potência [1, 9]. Apesar das vantagens referidas, este material leva a velocidades de penetração baixas [9]. Quanto ao Cobre-Tungsténio, esta mistura de materiais combina a alta condutividade térmica do Cobre com o elevado ponto de fusão do Tungsténio, sendo excelente para obter alta precisão e preservação do detalhe das formas, particularmente no acabamento. Este composto permite obter acabamentos com as melhores rugosidades médias aritméticas (Ra) e ainda permite obter um reduzido desgaste [1, 9]. No entanto, é caro e mais difícil de maquinar que o Cobre, devido à dureza do Tungsténio (na ordem dos 3000 HV) [19, 20]. Relativamente à Grafite, este material está disponível numa larga variedade com diferentes densidades e também em formas impregnadas de Cobre. Quanto ao preço, este varia de acordo com as suas características, mas não é um material barato. Não possui ponto de fusão mas sim de sublimação, suportando, por esta razão, elevadas potências de maquinagem com baixo desgaste, sendo por isso uma vantagem para este material [1]. Apesar destas vantagens, a Grafite leva à obtenção de piores acabamentos com piores rugosidades médias aritméticas do que aquelas obtidas com um eléctrodo de Cobre. A Grafite permite obter elevadas velocidades de penetração (MRR), no entanto, devido à grande variedade existente deste material, os seus desempenhos são diferentes podendo este ser utilizado em operações de desbaste ou em operações de acabamento. Este material também é fácil de maquinar devido à baixa dureza (na ordem dos 10 HV) [1, 9, 21, 22].

De modo a simplificar a preparação de eléctrodos tridimensionais, têm vindo a ser utilizados métodos de *rapid tooling* ou ferramentas rápidas. Diferentes pós incluindo metais, cerâmicos, plásticos ou uma combinação entre diferentes materiais, podem ser processados por diferentes técnicas de forma a produzir eléctrodos. Os métodos para processar os pós variam desde a estereolitografia (SL ou SLA) até à sinterização por laser, processos que se inserem no âmbito dos processos aditivos [23].

Outro aspeto importante na utilização dos eléctrodos passa por ter em conta a polaridade que se utiliza na maquinagem. No processo de eletroerosão, a polaridade descreve se o eléctrodo é positivo ou negativo, indicando a direção na qual os eléctrodos fluem. De um modo geral, fora de aplicações específicas, a maioria dos trabalhos que utilizam o processo de eletroerosão, usam o eléctrodo (ferramenta) como elemento positivo, sacrificando em parte a velocidade de maquinagem a fim de proteger o processo de um elevado desgaste. Isto é designado por polaridade positiva. A polaridade negativa (ferramenta negativa) é uma opção para remoção de material a alta velocidade e deve ser utilizada quando se maquinam certos materiais como o

Carbono, Titânio, metais refratários e família das ligas de Cobre [7]. A polaridade a utilizar vai depender do material utilizado uma vez que o que se pretende é que haja maior desgaste da peça de trabalho do que da ferramenta e, por vezes, uma alteração na polaridade pode levar a que se isso de inverta [1].

Relativamente à produção dos eléctrodos, as técnicas de maquinagem convencional são geralmente adotadas para esta função, tal como o torneamento, a fresagem ou a utilização de centros de CNC [9]. A precisão do eléctrodo, que influencia a precisão do processo de eletroerosão, vai depender, também, da precisão com que é produzido. É necessário existir um subdimensionamento durante a produção do eléctrodo. No caso do fornecimento de eléctrodos metálicos, o subdimensionamento destes pode ser obtido por ataque químico, sendo este o método mais económico e, por vezes, a única alternativa para a produção de eléctrodos com formas complexas. No caso dos eléctrodos utilizados para a obtenção de moldes, estes são geralmente produzidos por cópia de fresagem no material escolhido, podendo ser utilizada uma máquina 3D de copiar perfil [1]. Também a maquinagem a alta velocidade, a fundição e a extrusão têm sido utilizadas para a produção de eléctrodos. Outro processo, que tem vindo a tornar-se cada vez mais importante nos dias de hoje, é o processo aditivo [9]. Como se sabe, o *additive manufacturing* tem vindo a ser muito utilizado, tendo sofrido nos últimos anos uma grande evolução. Uma vez que o fabrico aditivo tem vindo a ter uma gama de materiais a utilizar cada vez mais abrangente (já inclui materiais metálicos), pode vir a ser uma boa aposta para o processo de eletroerosão, no fabrico dos eléctrodos (ferramentas).

O custo dos eléctrodos e tempo de produção têm sempre uma parte predominante nos custos das operações em eletroerosão. Não se pode dizer que existe um material ótimo, sendo que alguns são mais indicados para desbaste ao passo que outros são mais indicados para operações de acabamento [1].

### 2.1.5 Meio Dielétrico

O meio dielétrico é um meio que pode ser sólido ou líquido, no qual uma atração ou repulsão eléctrica pode ser anulada, isto quer dizer que o meio dielétrico é um isolante eléctrico. Este meio atua como meio desionizante entre o eléctrodo e a peça de trabalho permitindo, deste modo, que se criem as condições ótimas para a geração de faíscas e ainda facilita a remoção e eliminação de resíduos formados durante o processo. Quando a tensão atinge o valor de rotura

dielétrica, o dielétrico ioniza localmente e torna-se um condutor elétrico. A escolha do meio dielétrico vai depender das suas características de viscosidade, inflamabilidade, custo e conveniência e do tipo particular da operação a realizar. O meio dielétrico deve contribuir para a precisão e eficiência do processo de eletroerosão [1]. Além destas funções, este meio também é responsável por arrefecer os eléctrodos e possibilitar uma limpeza dos detritos resultantes dos processos. Para este efeito são comumente utilizados os óleos de hidrocarbonetos tal como o querosene [6]. Estes óleos apresentam ótimas propriedades de desionização e prevenção da oxidação da peça a trabalhar. Na eletroerosão por fio é utilizada água desionizada como meio dielétrico. A água desionizada apresenta como principais vantagens o facto de não ser inflamável, não tóxica e encontrar-se disponível gratuitamente [1]. Para aplicações especiais, pode ser utilizada a água destilada [6]. Também têm sido realizadas algumas investigações sobre dielétricos baseados em água para serem utilizados no processo de eletroerosão por penetração, devido às suas vantagens em termos de segurança e ambiente [1].

Outro aspeto importante a ter em conta no processo de eletroerosão passa pelo acabamento superficial das superfícies moldantes. Sabe-se que o acabamento ou polimento das superfícies moldantes é responsável por cerca de 35% a 50% do tempo total de produção de moldes e de matrizes. Por esta razão é importante tentar reduzir este tempo e, consequentemente reduzir os custos inerentes ao processo. Assim sendo, uma forma de reduzir esses tempos é utilizar aditivos no meio dielétrico do processo de eletroerosão, sendo que esta adição permite obter melhores desempenhos nas operações de acabamento e polimento. O que se pretende é conseguir reduzir ou eliminar a fase final de polimento, fase essa que é manual [24]. O que acontece no processo de eletroerosão é que, para se obterem superfícies de média e grande dimensão com baixa rugosidade, é necessário um elevado tempo do processo. Por esta razão, na indústria de moldes e matrizes, o processo de eletroerosão é utilizado apenas até acabamentos superficiais entre 1.8 e 2  $\mu\text{m}$  de rugosidade média aritmética. Esta limitação implica a necessidade de se recorrer ao acabamento manual das cavidades moldantes, de forma a se obterem qualidades superficiais de acabamento superfino, com rugosidades médias entre os 0.03  $\mu\text{m}$  e os 0.10  $\mu\text{m}$ , e acabamento grosseiro, com rugosidades médias de 0.30  $\mu\text{m}$ . De forma a contornar este problema e melhorar o desempenho do processo de eletroerosão, têm sido realizados estudos sobre a utilização de aditivos no meio dielétrico. De forma a diminuir a rigidez dielétrica, são introduzidas partículas finas (2 a 30  $\mu\text{m}$ ), no fluído, permitindo aumentar a distância entre o eléctrodo e a peça [25]. A principal causa responsável por limitar o polimento

pelo processo de eletroerosão é a pequena distância entre o eletrodo e a peça. Para resolver este problema, são adicionados aditivos, como partículas de alumínio, Silício e Grafite de forma a possibilitarem uma lavagem mais eficiente da zona de descarga, diminuindo assim o efeito capacitivo (originado pela pequena distância entre dois polos em carga: eletrodo e peça). Consegue-se, assim, diminuir a profundidade das crateras em toda a extensão da superfície maquinada, conduzindo a acabamentos superficiais de elevada qualidade, aspecto este que tem uma grande importância, principalmente na indústria dos moldes [24].

A adição de pós ao fluído dielétrico é considerada uma forma de melhorar a qualidade superficial. As partículas de pó suspensas no fluído dielétrico facilitam o processo de ignição ao criarem uma maior probabilidade de ocorrência de descarga e reduzem a rigidez dielétrica do fluído dielétrico. Com isto, é possível aumentar o valor de MRR, reduzir o valor de TWR e melhorar a eficiência da formação de faísca, produzindo-se uma superfície com bastante resistência à corrosão. Além destas vantagens, a presença de pós no fluido dielétrico permite aumentar a micro-dureza e reduzir as micro-fissuras na superfície maquinada pelo processo de eletroerosão, devido a uma redução de perda de elementos de liga que residem sobre a superfície de trabalho [3].

### 2.1.6 Modificações Metalúrgicas

Nesta secção pretende-se identificar e explicitar as modificações metalúrgicas que ocorrem tanto na peça como no eletrodo, devido ao processo de eletroerosão. A peça obtida por eletroerosão é composta por três zonas distintas sendo elas a camada branca ou camada ressolidificada (*white layer/recast layer*), a zona afetada pelo calor (HAZ - *heat affected zone*) e o material base, sendo que esta última corresponde ao material da peça inalterado metalurgicamente [1]. É importante referir que existem alguns autores que apenas consideram uma camada de material ressolidificado (camada branca) e uma camada de material base, como será visível na Secção 2.3 da presente dissertação. Na Figura 7 pode ser observada a camada branca (1), a camada correspondente à zona afetada pelo calor (2) e o material base (3) [9].

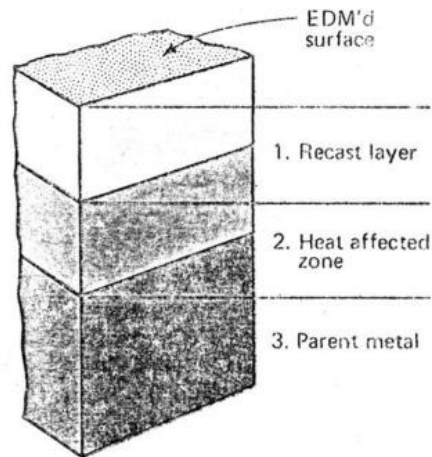


Figura 7: Modificações metalúrgicas da peça maquinada por eletroerosão [9].

Alguns autores forneceram uma revisão sobre a metalurgia da superfície obtida com o processo de eletroerosão e, sabe-se que esta é dependente do comportamento da solidificação do metal fundido depois de a descarga ter terminado. A espessura da camada refundida, formada na superfície da peça de trabalho, e o nível de danos térmicos sofridos pelo eletrodo podem ser determinados através da análise do crescimento do canal de plasma, durante a ocorrência de faísca [1].

O efeito adverso da energia de descarga também fornece algumas visões sobre a resistência à fadiga da peça de trabalho, que se propaga a partir dos múltiplos defeitos da superfície no interior da camada refundida [3].

Existem dois tipos de migração de elementos, podendo estes ser migração da composição da peça para o eletrodo e vice-versa, e migração de Carbono do dielétrico para o eletrodo (formação da camada preta no eletrodo no caso deste possuir Cobre) e para a peça (formação da camada branca) [9].

A concentração de carbonetos, tanto na camada superficial da peça de trabalho como sob a forma de detritos em pó (estes pós misturam-se com o dielétrico), é dependente da frequência e polaridade da corrente aplicada em conjunto com outros parâmetros do processo como a configuração do impulso, tamanho da folga e temperatura do meio dielétrico. No entanto, há autores que defendem que a duração do impulso e o tipo do material do eletrodo sob um dielétrico de parafina têm um efeito reduzido na quantidade de contaminação de Carbono. Algo importante de referir e que é sugerido em algumas publicações é o facto de o número e tamanho



das micro-fissuras aumentar com a duração do impulso, na maquinagem com eléctrodo de Cobre [3].

Começando pela camada branca, esta camada é produzida sobre a superfície da peça a maquinar durante o processo de maquinagem. Utilizando um microscópio ótico, a camada ressolidificada apresenta uma aparência branca, razão pela qual é designada por camada branca [26]. Esta é a camada de maiores tensões residuais e possui elevada dureza, por esta razão, esta zona apresenta micro-fissuras [1, 3]. A zona da camada branca resulta da acumulação de Carbono, que é transferido do fluido dielétrico para a peça, resultante da decomposição do fluído. Na composição desta camada, também existem materiais migrados da ferramenta. Esta camada é considerada uma danificação da superfície maquinada, uma vez que o material desta zona difere consideravelmente do material inicial tanto na sua composição química como nas suas propriedades. Esta zona é de extrema importância uma vez que é nesta camada que são feitas as medições da rugosidade [1]. Esta camada ressolidificada e quebradiça, formada na superfície dos componentes maquinados, é o resultado dos efeitos do aquecimento e arrefecimento produzidos no processo de eletroerosão, sendo esta constituída, maioritariamente, por martensite, austenite residual e algum Carbono que não foi dissolvido [26]. A austenite residual é uma fase metastável (fora de equilíbrio) e como tal pode sofrer alterações microestruturais. É uma camada que solidificou rapidamente, na qual se formam cristais, principalmente, na direção ortogonal à superfície da peça. Por esta razão, quando surgem micro-fissuras, estas seguirão a direção dos cristais [8]. As características desta camada ressolidificada estão intimamente relacionadas com a mudança de fase que ocorre durante o processo de solidificação, sendo esta, por sua vez, dependente da composição original da peça de trabalho, das condições do tratamento térmico aplicado antes da maquinagem e dos parâmetros utilizados no processo de eletroerosão, sendo os de maior influência a corrente de impulso e a duração da descarga. A espessura da camada branca aumenta com o aumento da corrente de impulso e do tempo de duração da descarga, sendo este resultado expectável uma vez que uma corrente de impulso mais elevada e um tempo de duração de descarga maior aumentam a quantidade de energia térmica fornecida à peça de trabalho e, por esta razão, aumentam o volume de metal fundido gerado. Na Figura 8 é possível observar um aumento da espessura da camada branca causado pelo aumento da corrente de impulso e do tempo de duração da descarga, para um provete de aço JIS SKD11 (equivalente ao aço AISI D2 na norma americana) maquinado pelo processo de eletroerosão, utilizando um eléctrodo de Cobre. Em (a)

a camada branca é mais fina e surgiu da utilização de uma corrente de impulso de 16 A e de um tempo de duração de descarga de 4  $\mu$ s. Em (b), a camada branca é mais espessa e é o resultado de uma corrente de impulso de 32 A e de um tempo de duração de descarga de 16  $\mu$ s [26].

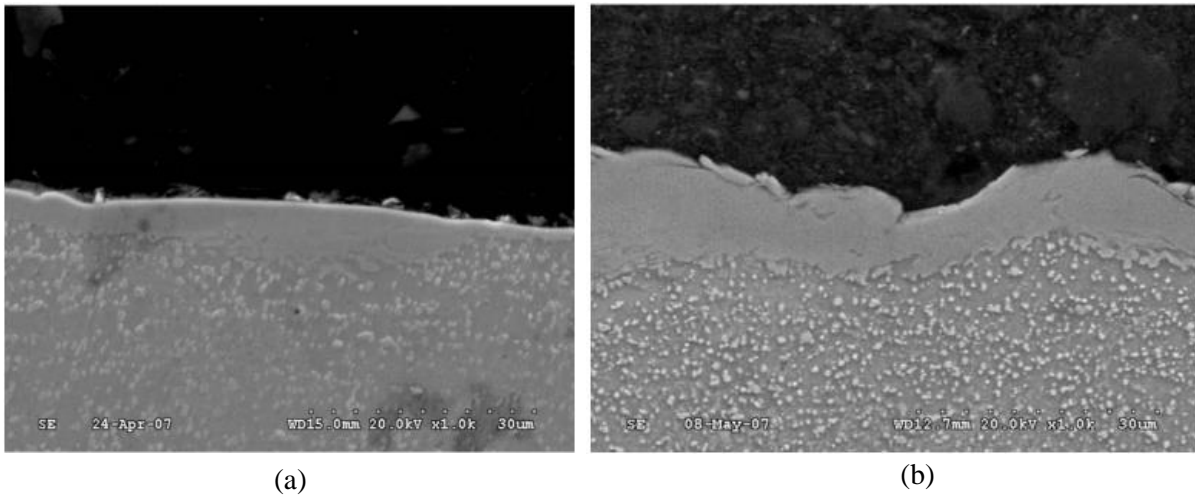


Figura 8: Imagens obtidas através de microscopia eletrônica de varrimento onde se observa o aumento da espessura da camada branca com o aumento da corrente de impulso e do tempo de duração de descarga [26].

A profundidade e o tamanho das fendas formadas na camada branca aumentam à medida que a energia térmica por faísca aumenta. As fendas iniciam-se na superfície da camada ressolidificada e propagam-se numa direção vertical em direção ao material base. Embora a maioria destas fendas termine dentro da camada ressolidificada ou na interface entre a camada ressolidificada e a peça de trabalho, em alguns casos, as fendas podem penetrar na zona de material base, assumindo, neste caso, que a zona afetada pelo calor faz parte da camada ressolidificada (existem alguns autores que englobam a camada da zona afetada pelo calor na camada ressolidificada) [26].

Yang *et al.* [27] realizaram um estudo sobre a resistência ao desgaste da camada branca e concluíram que a espessura desta decresce linearmente com o aumento da dureza da matriz de martensite que existe por baixo da camada branca, ou seja, na zona afetada termicamente. Também foi descoberto que existe uma relação linear entre a resistência ao desgaste e a dureza quer para provetes nos quais existe a camada branca quer para provetes nos quais não existe, sendo que para os provetes que continham a camada ressolidificada, o desgaste foi maior. Assim, ficou demonstrado que a presença da camada branca leva à diminuição da resistência ao desgaste do material. Quanto maior for a espessura desta camada, maior é o desgaste. Apesar

de alguns investigadores concluírem que existem algumas vantagens em termos de tribologia da presença da camada branca, Yang *et al.* [27] obtiveram resultados no seu estudo que levam a que seja difícil concluir que a presença da camada branca possa melhorar a resistência ao desgaste [27].

A camada branca tem sido classificada em três tipos, dependendo da sua espessura [1]:

- Entre 20  $\mu\text{m}$  até 50  $\mu\text{m}$ : camadas múltiplas ou camada múltipla espessa;
- Entre 10  $\mu\text{m}$  e 20  $\mu\text{m}$ : camada simples intermédia;
- Menor que 10  $\mu\text{m}$ : camada simples fina [1].

Além disso, a camada branca também pode ser dividida em quatro zonas distintas que se enumeram de seguida. A zona fundida e ressolidificada possuiu uma micro estrutura e metalografia diferente do material base; a zona afetada quimicamente é devida à quantidade de energia utilizada na maquinagem, a qual causa a decomposição do fluido dielétrico e, por isso, transferência do Carbono do dielétrico para a peça a trabalhar; e a zona de tensões residuais (macro e micro) resultado dos elevados gradientes térmicos existentes durante a maquinagem [1].

Alguns estudos mostram que existe um aumento da quantidade de Carbono contido na camada branca quando se utiliza óleo como meio dielétrico. Quando o meio dielétrico utilizado é água destilada, a camada branca sofre uma ligeira descarbonização. Estas conclusões permitem constatar que o Carbono é transferido tanto do óleo dielétrico para a camada branca, como da camada branca para a água desionizada (não conduz corrente elétrica), ficando assim comprovado que o aumento da quantidade de Carbono na camada branca, quando se utiliza óleo dielétrico, não é resultado da difusão de Carbono do material base para o topo da camada branca, como se acreditava antes. Este aumento da quantidade de Carbono na camada branca conduz a um aumento da dureza no topo da camada [1].

Relativamente à zona afetada pelo calor, a espessura desta zona que surge na peça depende da intensidade da corrente e da frequência das descargas utilizadas, podendo esta atingir os 0.05 mm. Esta zona pode ser dividida em duas: a zona temperada e a zona revenida. Quando o material base se encontra no estado recozido não faz sentido falar desta divisão. Quando o material base está no estado tratado, ou seja, têmpera e revenido, então faz sentido falar nesta divisão. Relativamente à camada temperada, a temperatura atingida nesta camada é

suficiente para ocorrer austenitização durante o aquecimento. O arrefecimento rápido origina a formação de uma camada dura e frágil de martensite que é função da temperabilidade do aço utilizado. Isto deve-se ao facto do material entrar no domínio austenítico [8]. Para o caso do aço AISI D2, utilizado no estudo da presente dissertação (abordado na Secção 3.1.2), e sabendo que este aço apresenta uma percentagem de Carbono de 1,55, é possível verificar, numa primeira aproximação, pelo gráfico da Figura 9, que acima de uma temperatura de aproximadamente 1000 °C, passa-se ao domínio austenítico, ou seja, quando se dá o arrefecimento rápido (acima da velocidade crítica superior de têmpera) vai haver formação de martensite [28]. Apesar de este gráfico não contabilizar os elementos de liga serve para ilustrar a explicação aqui referida (com elementos de liga as temperaturas de transformação alteram-se). Quanto à zona revenida, a temperatura atingida nesta zona não excede a temperatura eutectóide e é superior à temperatura ao qual foi realizado o revenido que a peça foi sujeita antes do processo de eletroerosão.

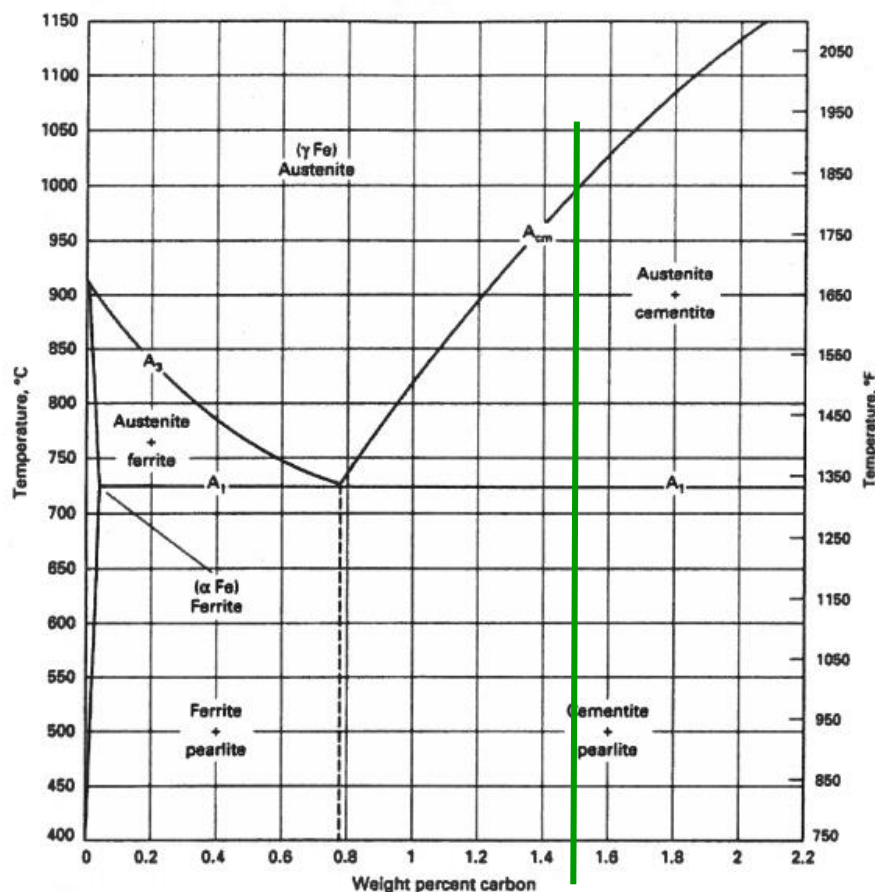


Figura 9: Diagrama das ligas Fe-C [29].

A última zona, material base, corresponde a material que não sofreu mudanças microestruturais devido ao efeito térmico do processo de eletroerosão, mantendo as características que possuía antes do processo de eletroerosão [8].

De salientar que estas alterações referidas até ao momento são formadas na peça. No entanto, como já foi referido, forma-se também, na superfície do eléctrodo uma camada preta consequência da migração de Carbono resultante da decomposição do dielétrico. Quanto menor for a quantidade de Carbono presente no eléctrodo, maior será o desgaste sofrido pela ferramenta [9, 30].

### 2.1.7 Medidas de Desempenho do Processo

O desempenho do processo de eletroerosão depende de vários fatores tais como a energia utilizada na descarga, a frequência repetitiva, a realização efetiva de servo-controlo, a eficiência do fluxo e da limpeza da folga e os tipos de materiais utilizados. Assim sendo, é necessário encontrar as medidas que melhor avaliam o desempenho do processo de eletroerosão, sendo estas a taxa de desgaste da peça, a taxa de desgaste da ferramenta, o desgaste relativo da ferramenta e o acabamento superficial [9]. Têm sido realizados diversos estudos focados em encontrar as medidas ótimas de desempenho do processo de eletroerosão, tais como o aumento da taxa de remoção do material da peça, baixo valor da taxa de desgaste da ferramenta – TWR (*tool wear rate*) e qualidade superficial satisfatória [3].

Relativamente ao mecanismo de remoção de material, vários estudos explicam este conceito em termos de migração dos elementos do material entre a peça de trabalho e o eléctrodo, ou seja, existe uma difusão de uma quantidade apreciável de elementos do eléctrodo para a peça de trabalho e vice-versa. Estes elementos são transportados no estado sólido, líquido ou gasoso. Os elementos erodidos do eléctrodo e da peça, juntamente com os produtos desintegrados do fluído dielétrico, afetam significativamente o mecanismo de remoção de material relativo às três fases de formação de faísca: quebra da rigidez dielétrica, ou seja, o fluido passa a conduzir a corrente elétrica (*breakdown*), descarga e erosão. Além disso, invertendo a polaridade altera-se o fenómeno de remoção de material com uma quantidade significativa de material do eléctrodo depositado na superfície da peça. O mecanismo de remoção de material pode ser também explicado tendo em conta que as forças eletrostáticas e a distribuição de tensões que

atuam no eletrodo cátodo são as principais causas de remoção de metal para impulsos curtos [3].

Começando pelo parâmetro que indica a taxa de remoção de material da peça - MRR (*material removal rate*), este fornece indicação sobre qual a velocidade de corte de material da peça e é dependente de vários fatores. No entanto, não depende da dureza da peça, como acontece nos processos de maquinagem convencional, mas dependente sim das características físicas do material. A taxa de remoção de material da peça é medido volumetricamente e é expresso em  $\text{mm}^3/\text{min}$  [1]. Uma vez que a forma do eletrodo define a área na qual vai ocorrer erosão do material, a exatidão da peça obtida pelo processo de eletroerosão é bastante elevada [3]. Entre os fatores que afetam a velocidade de remoção de material da peça tem-se energia usada na descarga, que depende da duração de impulso e da intensidade da corrente; a frequência repetitiva da descarga; a realização efetiva do servo-controlo, uma vez que as velocidades de corte estão diretamente relacionadas com a percentagem efetiva de descargas que removem material, é essencial qualquer variação na distância entre ferramenta e peça a trabalhar devido à erosão do material ou curto-circuitos causados por pequenos detritos de material removido que afetam o número de descargas efetivas, a qual deverá ser rápida e continuamente retificada. O sistema servo deverá atuar rapidamente e efetivamente para manter a velocidade de corte máxima; a eficiência do fluxo ou limpeza da abertura entre ferramenta e peça a trabalhar. Como já foi referido, a acumulação de resíduos, nomeadamente, limalha, na zona entre a ferramenta e a peça a trabalhar (folga) pode causar distúrbios na estabilidade da maquinagem, como a formação de curto-circuito; e o tipo de materiais da ferramenta e da peça a trabalhar. Sabe-se que a ação erosiva é essencialmente devido à elevada temperatura que causa fusão e evaporação do material, pelo que os materiais escolhidos devem possuir um elevado ponto de fusão para resistirem ao desgaste. Por outro lado, o material da ferramenta não deve sofrer elevado desgaste. Se for utilizado para operações de acabamento, então deve permitir um elevado grau de detalhe e acabamento [1].

Através de alguns estudos foi possível perceber que o valor de MRR diminui com o decréscimo da intensidade de corrente, isto para uma polaridade positiva, ou seja, o eletrodo (ferramenta) é o elemento positivo. Porém, para a mesma intensidade de corrente existe uma velocidade de corte máxima para um valor intermédio do impulso [1]. Também se verificou, através de resultados experimentais, que uma maior corrente do impulso resulta numa maior taxa de remoção de material da peça [31].

Passando agora ao processo de remoção de material da ferramenta, este é bastante similar ao mecanismo de remoção de material já abordado anteriormente, no qual a ferramenta e a peça são considerados como um conjunto de elétrodos. Alguns autores afirmam que o desgaste da ferramenta é afetado pela precipitação do Carbono a partir do dielétrico de hidrocarbonetos, sobre a superfície do eletrodo durante a ocorrência de faísca. Também o rápido desgaste na ponta do eletrodo é causado pela falha do Carbono precipitar em regiões de difícil acesso do eletrodo [3]. A taxa de desgaste da ferramenta – TWR (*tool wear rate*) é expressa em  $\text{mm}^3/\text{min}$  [1].

Relativamente ao desgaste relativo da ferramenta – TW (*tool wear ratio*), este parâmetro é calculado através da razão entre a taxa de desgaste da ferramenta e a taxa de remoção de material da peça, sendo este parâmetro expresso em %, tal como indicado na equação (2) [1]:

$$TW [\%] = \frac{TWR [\text{mm}^3/\text{min}]}{MRR [\text{mm}^3/\text{min}]} \quad (2)$$

Assim sendo, ficou comprovado que o valor de TW diminui com o aumento da duração do impulso considerando a mesma intensidade de corrente, porém o valor de TW aumenta com o aumento da intensidade de corrente, sendo isto mais notório para grandes impulsos. Esta conclusão é válida para uma polaridade positiva [1].

Como se sabe, o que se pretende no processo de eletroerosão é que o valor da taxa de remoção de material na peça seja superior ao valor da taxa de desgaste da ferramenta. Quando o contrário acontece, por vezes é necessário alterar a polaridade aplicada ou, caso contrário, está-se a desgastar a ferramenta e a maquinagem que ocorre na peça é bastante inferior ao desejado. Assim sendo, quando o valor do TW é inferior a 100 %, significa que o valor do MRR é superior ao valor do TWR. Quanto menor for o valor de TWR, menor será o valor de TW. Quando o valor de TW é superior a 100 % significa que o valor de MRR é inferior ao valor de TWR.

Passando agora ao acabamento superficial, é importante referir que a característica mais notável da superfície de acabamento produzida por eletroerosão é a sua aparência, aleatória relativamente às marcas direcionais típicas dos métodos de maquinagem convencional. O acabamento superficial é avaliado através da leitura *standard* da rugosidade (utilizando os rugosímetros). O grau de rugosidade obtido depende do tamanho da cratera produzida, sendo

que esta depende da quantidade de energia utilizada na descarga durante a maquinagem. Sendo a quantidade de energia da descarga fortemente dependente dos valores da intensidade de corrente e da duração do impulso, concluiu-se que o acabamento final deverá ser efetuado com baixas intensidades de corrente e pequenos impulsos. Parece existir um pico de rugosidade máxima para impulsos intermédios decrescendo para grandes impulsos [1].

Além da rugosidade obtida na peça, existem outras consequências do efeito térmico da descarga durante o processo, sendo elas notórias em termos químicos e mecânicos. Assim sendo, o estudo da integridade da superfície maquinada, importante para o melhoramento das características da superfície maquinada como a resistência ao desgaste e corrosão, envolve não só a rugosidade, mas também o estudo e análise das zonas afetadas pelo calor, da micro-dureza, micro-fissuras, tensões residuais e difusão do material da ferramenta e Carbono do fluído dielétrico [1].

Guu *et al.* [32] realizam um estudo com o intuito de avaliar os efeitos das condições de maquinagem por eletroerosão nas características da superfície e analisar o dano causado por este processo em provetes de aço de ferramenta AISI D2 maquinados, utilizando para esse efeito um modelo baseado em dados experimentais. Para isso, o aço foi sujeito a tratamento térmico sendo posteriormente temperado e depois revenido, sendo, seguidamente, arrefecido ao ar. Após os tratamentos térmicos, o material foi retificado. Foram utilizados dois tipos de provetes, um polido e um maquinado pelo processo de eletroerosão. Com os resultados obtidos, estes investigadores encontraram várias correlações importantes relativas ao processo de eletroerosão, baseadas em dados experimentais. Através dos resultados obtidos, verificou-se que uma corrente de impulso elevada origina um acabamento superficial de baixa qualidade. Um acabamento superficial excelente pode ser obtido utilizando uma baixa corrente de impulso e um curto tempo de duração de descarga. No entanto, esta abordagem consome bastante tempo. Neste âmbito, estes investigadores desenvolveram uma correlação entre a rugosidade superficial e os parâmetros de maquinagem, dada pela equação (3) [32]:

$$R_a = 0.83. (I_p)^{0.79} . (\tau_{on})^{0.12} \quad (3)$$

onde  $R_a$  é a rugosidade média aritmética superficial,  $I_p$  refere-se à corrente de impulso e  $\tau_{on}$  representa a duração da descarga. Através desta correlação, verifica-se que a corrente de impulso tem um efeito mais importante na rugosidade superficial relativamente ao efeito da



duração da descarga. Esta relação pode ser atribuída ao facto de uma elevada corrente de impulso poder causar quebra do dielétrico (passa de não condutor a condutor de corrente elétrica), havendo expulsões mais frequentes de material fundido resultando em acabamentos superficiais menos satisfatórios. A utilização de energias de impulso baixas melhora a qualidade superficial e reduz as tensões residuais de tração [32].

Passando agora à correlação entre a camada ressolidificada e os parâmetros de maquinagem, estes investigadores, através de dados experimentais, verificaram que a espessura da camada ressolidificada,  $t$ , aumenta significativamente com a corrente de impulso e com a duração da descarga e desenvolveram a correlação dada pela equação (4) [32]:

$$t = 2.93. (I_p)^{0.36} . (\tau_{on})^{0.29} \quad (4)$$

Relativamente à correlação entre a tensão residual,  $\sigma_r$ , e os parâmetros de maquinagem, estes investigadores chegaram à correlação dada pela equação (5), verificando-se através da mesma que a tensão residual depende dos parâmetros do processo de eletroerosão. A tensão residual de tração aumenta com o aumento da corrente de impulso e da duração da descarga [32].

$$\sigma_r = 192.48. (I_p)^{0.20} . (\tau_{on})^{0.11} \quad (5)$$

Passando à correlação entre a resistência à tração (ou tensão de rotura) e os parâmetros de maquinagem, estes investigadores analisaram as curvas de tensão-deformação quer para o provete polido quer para provetes maquinados pelo processo de eletroerosão, tal como indicado na Figura 10. É notório que as condições de trabalho podem influenciar a resistência à tração. A resistência à tração dos provetes polidos é superior à resistência dos provetes maquinados pelo processo de eletroerosão. A degradação da resistência à tração é particularmente significativa para valores elevados da corrente de impulso e longos tempos de duração da descarga. Esta relação é devida à energia de descarga, que altera a microestrutura do material, iniciando-se dano na superfície causado pelo processo de maquinagem, que origina uma concentração de tensões que pode levar a uma diminuição da tensão de serviço [32].

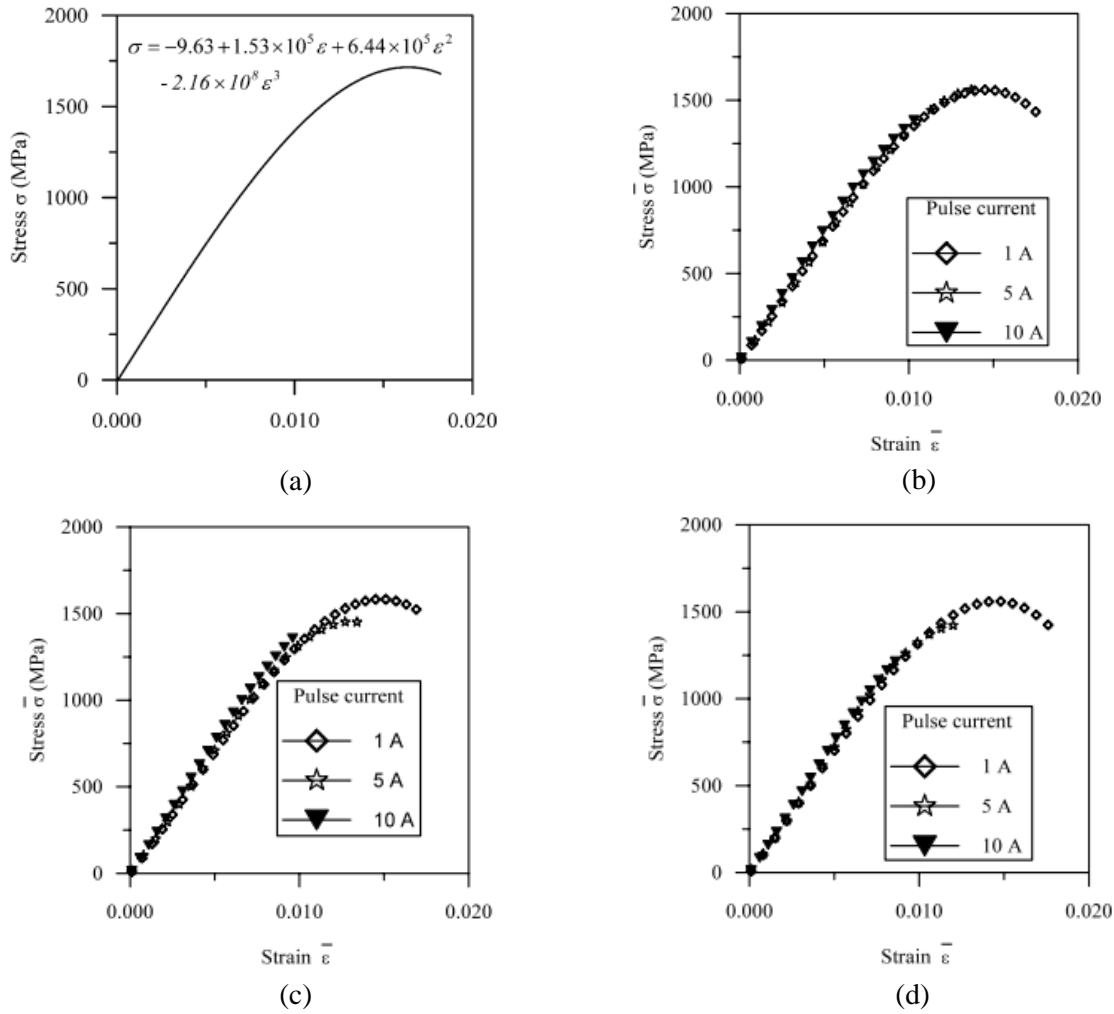


Figura 10: Curvas tensão-extensão para vários parâmetros de maquinagem: (a) provete polido; (b), (c) e (d) provetes maquinados, utilizando uma duração de descarga de 20  $\mu$ s, 100  $\mu$ s e 180  $\mu$ s, respetivamente [32].

Relativamente à correlação entre o dano causado pelo processo de maquinagem e os seus parâmetros, os investigadores chegaram à expressão dada pela equação (6), onde se relaciona a variável dano,  $D$ , que caracteriza o estado de deterioração do material, com os parâmetros do processo de eletroerosão [32]:

$$D = 0.07 \cdot (I_p)^{0.66} \cdot (\tau_{on})^{0.21} \quad (6)$$

### **2.1.8 Otimização do Processo**

Após se explicar todo o processo de eletroerosão e analisar todos os seus parâmetros e características, é agora possível referir de que modo é possível otimizar o processo. Já ficou demonstrado que para que o processo de eletroerosão seja otimizado, é necessário obter-se uma velocidade de corte máxima e um desgaste mínimo da ferramenta, conseguindo-se assim aumentar a eficiência do processo, diminuindo, desta forma, os custos de produção. Também o controlo *on-line* dos parâmetros de eletroerosão conduziu a melhores resultados de desempenho. No entanto, ainda surgem dificuldades em identificar qual a causa real para a instabilidade da maquinagem uma vez que o processo de eletroerosão se trata de um processo dinâmico, pelo que as suas propriedades estão sempre a variar com as condições do processo de maquinagem [1].

Através de estudos realizados utilizando análise numérica, ficou demonstrado que o tempo de duração da descarga e a folga entre a peça de trabalho e a ferramenta são os parâmetros que mais influenciam as medidas de desempenho como a rugosidade superficial e a profundidade da camada branca. Foi comprovado que os fatores mais importantes que afetam a precisão e exatidão da elevada velocidade do processo de eletroerosão são o fator ciclo de descarga e o pico de corrente. Também se verificou que energia fornecida influenciava o tamanho das partículas de detritos que resultam do processo de eletroerosão [31].

Outros estudos demonstraram que profundidade da cratera aumenta com a corrente do impulso que flui através da peça de trabalho e da ferramenta. Também o arco de plasma aumenta com o aumento da corrente do impulso. Foi verificado que o diâmetro e a profundidade das crateras produzidas diminuem com o aumento da folga devido ao aumento do diâmetro do plasma. O diâmetro do arco plasma aumenta com o aumento da folga e assim fica esclarecida a razão para um baixo valor de MRR e acabamentos superficiais mais suaves com uma maior abertura da folga. O impulso de energia mais elevado leva a formação de micro-fissuras na superfície de trabalho, razão pela qual as superfícies maquinadas de melhor qualidade foram obtidas com parâmetros do processo com baixa energia de impulso [31].

## **2.1.9 Aplicações do Processo**

Na presente secção pretende-se abordar as principais aplicações do processo de eletroerosão no geral e abordar, também, algumas aplicações específicas do processo de eletroerosão por fio.

### **2.1.9.1 Aplicações Gerais do Processo**

Como ficou presente, a eletroerosão é um processo que permite maquinar materiais que não seriam possíveis de maquinar utilizando processos convencionais. Tem uma área vasta de aplicações, permitindo gerar formas complexas de forma precisa, utilizando materiais condutores ou semicondutores. Também as peças complexas em superligas, materiais cerâmicos, plásticos e compósitos reforçados com fibras são passíveis de maquinar por este processo [1]. O processo de eletroerosão também pode ser utilizado para gerar furos circulares e não circulares e, ainda, perfis. Este processo pode ser facilmente automatizado por meio de um controlo por computador – CNC - permitindo a obtenção de limites de tolerância dimensional estreitos, sendo possível a realização de um controlo rigoroso da ação da ferramenta sobre a peça fabricada utilizando um servomecanismo que reage rapidamente às pequenas variações de intensidade de corrente [1].

O facto de o processo de eletroerosão utilizar energia térmica para maquinar peças condutoras de eletricidade, independentemente da dureza, tem constituído uma grande vantagem permitindo utilizar este processo nas indústrias aeronáutica, aeroespacial e médica. É também utilizado na produção de equipamentos óticos e eletrónicos e na produção de ferramentas (matrizes de corte e moldes de injeção) [3].

Em muitas aplicações, o processo de eletroerosão tem vindo a substituir os processos de maquinagem tradicionais, como a fresagem de aços de ferramenta no estado tratado. O material fresado tem que possuir valores de dureza aceitáveis, sendo que esses valores devem ser inferiores a 35 HRC, com ferramentas de corte comuns. No entanto, o processo de eletroerosão permite que os aços de ferramenta sejam tratados de forma a obter total dureza antes de serem maquinados, evitando assim os problemas de variação dimensional, característicos do pós-tratamento. Muitos processos tradicionais têm problemas ao maquinar peças que tenham

sofrido tratamentos térmicos, previamente, razão pela qual o processo de eletroerosão tem-se tornado cada vez mais utilizado [3].

De referir que no caso das aplicações onde se pretende uma rugosidade superficial extremamente reduzida, como por exemplo no processo vulgarmente designado por polimento a espelho, no caso de aplicações para moldes, a cavidade moldante é polida manualmente, uma vez que o processo de eletroerosão não é considerado um processo competitivo no que diz respeito às operações de polimento. Nesta fase, as energias de descarga são extremamente reduzidas, resultando em tempos bastante demorados para o processo. No entanto, os fenómenos que limitam a produtividade do processo estão relacionados, essencialmente, com a pequena distância entre o eléctrodo e a peça, resultando numa dificuldade de lavagem do dieléctrico na zona de descarga para remoção das partículas erodidas. Isto provoca uma elevada contaminação, podendo ocorrer curto-circuito, arcos eléctricos entre outros, reduzindo, desta forma, a eficiência do processo e provocando a deterioração do acabamento entretanto obtido [4].

Também é importante referir que existem vários processos híbridos de maquinagem (HMP - *hybrid machining process*) que procuram combinar o processo de eletroerosão com outras técnicas de maquinagem, podendo combinar o melhor dos dois num único processo, procurando melhorar as medidas de desempenho do processo, como a qualidade do acabamento superficial, taxa de corte e reduzir as tensões residuais na superfície maquinada. Como exemplos destes processos, mas aplicados ao processo de eletroerosão por fio, tem-se a aplicação de vibração ultrassónica ao fio, o processo WEDG – *wire electrical discharge grinding*, o processo WECG - *wire electrochemical grinding*, entre outros. Também se tem verificado um desenvolvimento nos processos híbridos que envolvem os processos de maquinagem de alta velocidade (HSM - *high-speed machining*), retificação, eletroerosão e a maquinagem de feixe de laser (LBM - *laser beam machining*) [3, 10]. Outras variações mais especializadas do processo de eletroerosão incluem o processo EDG (*electrical discharge grinding*), utilizado para o fabrico de ferramentas de corte de diamante policristalino; e o processo EDT (*electrical discharge texturing*), utilizado para a texturação de aço laminado a frio e chapas de alumínio [3]. Este processo é utilizado na blindagem dos automóveis, e a sua grande vantagem associada é o facto de possibilitar a produção de uma superfície uniforme no rolo e também na folha de aço que retém o lubrificante e prepara a superfície para os processos de pintura e acabamento [1]. Estes processos híbridos utilizam tanto os processos convencionais

de remoção de material como os processos não convencionais, juntando as vantagens de cada processo e limitando os efeitos adversos de quando aplicados individualmente [3].

Outra aplicação de grande interesse inclui o processo de eletroerosão de cerâmicos avançados devido aos custos de maquinagem e características que permitem que este processo se torne competitivo. Existem diferentes tipos de cerâmicos de engenharia, classificados como não-condutores, condutores-naturais e condutores (estes últimos são resultado da adição, aos não condutores, de elementos condutores que alteram as suas propriedades elétricas). Nos últimos anos, a utilização do processo de eletroerosão utilizando materiais cerâmicos tem ultrapassado a limitação tecnológica do processo que requeria uma resistividade elétrica do material com valores limites de aproximadamente 100 ou 300  $\Omega \cdot \text{cm}$ . Investigações trouxeram uma nova perspectiva nesta área, passando a usar-se um elétrodo auxiliar, facilitando a formação de faísca em cerâmicos isolantes. Como exemplo destes materiais tem-se o nitreto de Silício ( $\text{Si}_3\text{N}_4$ ), cerâmicos SiAlON, zircónica ( $\text{ZrO}_2$ ) e alumina ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) [3].

Também os materiais compósitos têm vindo a permitir aumentar o leque de aplicações do processo de eletroerosão uma vez que tem existido um desenvolvimento acentuado de diferentes materiais compósitos nos últimos anos. Têm sido realizadas pesquisas sobre os vários processos de maquinagem utilizando materiais compósitos de matriz metálica - MMC (*metal matrix composites*). Foram comparados os processos de eletroerosão utilizando PRMMC - *particle reinforced metal matrix composite* e maquinagem não convencional como a maquinagem por feixe de laser - LBM (*laser beam machining*) e jato de água abrasivo – AWJ (*abrasive water jet*) e verificou-se que o processo de eletroerosão era adequado para a maquinagem de materiais PRMMC verificando-se que existe uma menor quantidade de sub-superfície danificada mas a taxa de remoção de material era menor [3].

Na Figura 11 apresentam-se as principais aplicações nas quais o processo de eletroerosão tem um papel bastante importante, sendo visível que os moldes de injeção de plásticos e compósitos são um ramo onde o processo de eletroerosão está bem presente [33]:

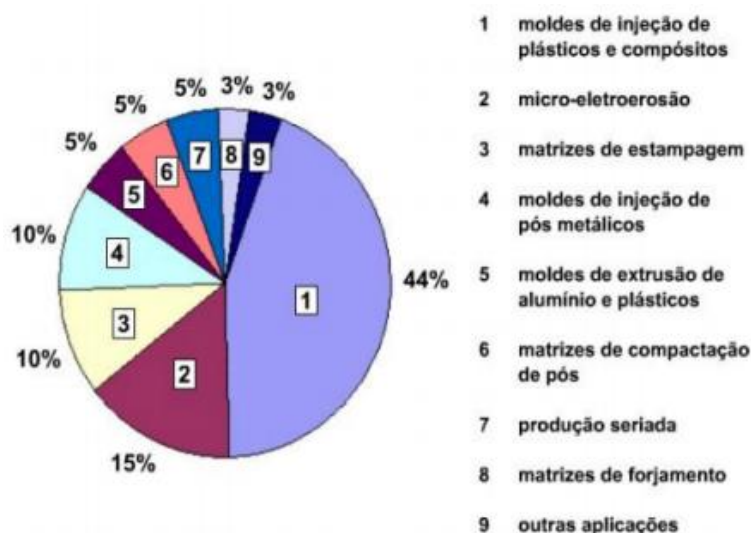


Figura 11: Principais aplicações do processo de eletroerosão [33].

#### 2.1.9.2 Aplicações do Processo de Eletroerosão por Fio

Desde a introdução deste processo, a eletroerosão por fio tem evoluído desde um processo simples para produção de ferramentas e moldes, para a melhor alternativa de produção de peças em micro escala com um maior grau de precisão dimensional e melhor qualidade de acabamento superficial [10]. Em termos de aplicações, o processo de eletroerosão por fio é mais utilizado quando o objetivo é realizar furos passantes e contornos de peças complexas. Neste caso, o elétron é um fio contínuo com movimentos nos três eixos, que produz contornos nos dois eixos (X, Y), movendo-se o fio na vertical (Z), permitindo o corte da peça [1, 9]. Este fio é alimentado por um microprocessador, eliminando a necessidade de elaboração de eletrodos de pré-forma. Estes eletrodos de pré-forma são geralmente necessários para realizar operações como a elaboração de parte de uma cavidade, sendo que para operações de acabamento é necessário utilizar outro elétron, o chamado elétron final [3]. Também existe a possibilidade de inclinação do fio, permitindo desta forma, a obtenção de peças com saídas ou com perfis diferentes no topo e na base da peça [4]. Quando o objetivo é a realização de contornos interiores, é necessário a abertura de um furo no interior da peça usando um processo convencional, como a furacão. Os fios utilizados neste processo são, geralmente, fabricados em Cobre devido à sua grande capacidade de conduzir eletricidade [1, 6].

No processo de eletroerosão por fio, a geometria da peça é programada usando técnicas computacionais, permitindo assim uma grande flexibilidade na criação de formas geométricas

complexas como formas de dentados, moldes de extrusão e moldes de montagem para todos os elementos do punção, molde e prato de montagem se requerido, criando automaticamente a reprodução do trajeto do fio para cada componente, fornecendo com precisão o encaixe ideal entre o punção e o molde. A eletroerosão por fio é utilizada para ferramentas “moldes de montagem de precisão”, onde as tolerâncias são inferiores a 0.004 mm para integrar componentes de circuitos e componentes de relógios, pois nenhum outro processo fornece esta precisão e flexibilidade [1, 34]. Na Figura 12 é possível observar algumas aplicações típicas do processo de eletroerosão por fio [35]:



Figura 12: Aplicações do processo de eletroerosão por fio [35].

É possível verificar que o processo de eletroerosão tem uma grande área de aplicações, permitindo obter formas e maquinar determinados materiais que seriam extremamente complicados ou mesmo impossíveis de realizar com processos tradicionais de maquinagem. A eletroerosão, tanto por fio como por penetração, tem evoluído ao longo dos tempos e as pesquisas e investigações nesta área não têm parado, procurando-se aumentar a eficiência, reduzir os custos e melhorar o aspeto final das peças obtidas.

## **2.2 Fadiga**

Nesta secção pretende-se apresentar alguns conceitos gerais sobre fadiga, explicar os tipos de solicitação de fadiga, de que forma esta ocorre e aspetos considerados relevantes para a realização deste trabalho. Também se procura explicar de que forma se iniciam as fendas de fadiga e como ocorre a fratura.



As falhas mecânicas ocorrem devido à conjugação de vários fatores como o tipo e a duração do carregamento e condições ambientais (temperatura e corrosão, por exemplo). Os carregamentos a que os materiais são sujeitos podem ser constantes, variáveis, uniaxiais ou multiaxiais, enquanto que a sua duração pode variar entre anos a séculos, como nas pontes em aço, ou segundos, como num disparo de uma arma. Relativamente às temperaturas, estas podem variar desde temperaturas criogénicas, passando pelas temperaturas ambiente até às temperaturas de mais de 1000 °C, podendo estas ser constantes ou variáveis [36].

Pode-se afirmar que cerca de 90% das falhas mecânicas ocorre devido à fadiga, devendo-se este facto, à grande maioria dos componentes mecânicos estarem sujeitos a solicitações dinâmicas. Uma vez que esta percentagem de falhas é bastante elevada, existe uma grande necessidade de se investigar este fenómeno, sendo a determinação da vida à fadiga o principal objetivo dos estudos realizados [37]. A falha por fadiga ocorre pela propagação, sob carregamentos variáveis, de uma fenda que pode ter origem à superfície ou pode ser iniciada a partir de um defeito que teve origem na superfície ou no interior do material [38].

### **2.2.1 Conceitos Gerais**

A fadiga nem sempre foi um assunto técnico, abordado nas disciplinas de Mecânica dos Sólidos ou Resistência dos Materiais. De facto, o conceito de fadiga apareceu por volta de meados do século XIX devido aos inúmeros acidentes em caminhos-de-ferro ou pontes, equipamentos estes sujeitos a cargas variáveis. Na realidade, um dos primeiros investigadores a abordar o tópico da fadiga foi Wöhler, que em 1870 apresentou a seguinte conclusão [39]:

“Rupture may be caused, not only by a steady load which exceeds the carrying strength, but also by repeated application of stresses, none of which are equal to this carrying strength. The differences of these stresses are measures of the disturbance of the continuity, in so far as by their increase the minimum stress which is still necessary for rupture diminishes” [39].

Existem várias definições do termo fadiga, sendo que a mais completa é a definição dada pela norma ASTM (*American Society for Testing and Materials*) na qual a fadiga é definida como sendo um processo de alteração estrutural permanente, progressivo e localizado, que ocorre num material sujeito a condições que produzem tensões ou extensões dinâmicas num ponto ou em vários pontos, e que pode culminar em fendas ou numa fratura completa após um

número suficiente de variações de carga [40]. Na Figura 13 é possível ver exemplos de rotura por fadiga que ocorrem em materiais muito distintos [41, 42]:



Figura 13: Fendas causadas por fadiga [41, 42].

De acordo com a norma ASTM, a vida à fadiga define-se como sendo o número de ciclos de tensão ou deformação de uma determinada amplitude que um provete ou componente suporta antes de ocorrer rotura [40]. O diagrama S-N pode ser definido através da norma ASTM como sendo um gráfico que relaciona a variação de tensão com o número de ciclos até à rotura. A tensão pode ser expressa como tensão máxima, mínima ou amplitude de tensão para uma determinada probabilidade de sobrevivência. Para a escala de “N” é utilizada quase sempre uma escala logarítmica e, para a escala de S, é geralmente utilizada uma escala linear mas uma escala logarítmica também pode ser utilizada [40].

O fenómeno de fadiga pode ser dividido em três tipos fundamentais [36]:

- Fadiga de curta duração (*low-cycle fatigue*) ou fadiga oligocíclica, onde a falha ocorre até  $10^4$  ciclos;
- Fadiga de longa duração (*high-cycle fatigue*), em que a falha por fadiga ocorre entre os  $10^4$  e os  $10^7$  ciclos;
- Fadiga de duração extrema (*very high-cycle fatigue*) ou fadiga *gigacycle*, em que a falha por fadiga ocorre depois dos  $10^7$  ciclos [36] .

De salientar que o número de ciclos que um componente suporta até à rotura aumenta com a diminuição da tensão aplicada. Por esta razão, as deformações associadas à fadiga de longa duração e à fadiga *gigacycle* são relativamente pequenas, sendo estas principalmente elásticas, ao contrário do que acontece na fadiga de curta duração a qual é acompanhada por uma quantidade significativa de deformação plástica [36].

Os estudos iniciais de fadiga assumiam um comportamento elástico da peça ou componente estrutural a nível macroscópico sendo que estes continuam a ser a base de muitas abordagens de projeto que visam garantir uma vida “infinita”. Estudos posteriores foram orientados para o regime elasto-plástico, ou seja a chamada fadiga de curta duração ou fadiga oligocíclica, e para a propagação de fendas de fadiga [43].

### 2.2.2 Solicitações de Fadiga

As solicitações de fadiga podem ser designadas como alternada pura, alternada, repetida ou ondulada, consoante o valor médio da solicitação, tal como observado na Figura 14 [43]:

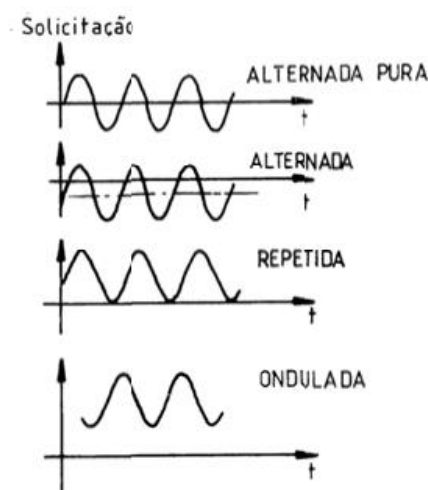


Figura 14: Solicitações de fadiga [43].

A razão de tensões,  $R$ , é frequentemente utilizada para descrever o tipo de carregamento e pode ser expressa pela seguinte equação [43].

$$R = \frac{\text{Tensão mínima}}{\text{Tensão máxima}} = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (7)$$

Sendo que:

- $R = -1$  representa uma solicitação alternada pura;
- $R = 0$  representa uma solicitação repetida [43].

De salientar que em casos práticos, o espectro de carga pode ser distinto de qualquer um destes valores e apresentar variações aleatórias [43].

É possível perceber pela observação da Figura 15 (a), os conceitos de tensão média, amplitude de tensão, tensão máxima e tensão mínima. Apresenta-se na Figura 15 (a) uma situação de tensão normal cíclica com  $R > 0$ . Na Figura 15 (b) pode-se observar uma situação de tensão de corte cíclica com  $R < 0$  [43]:

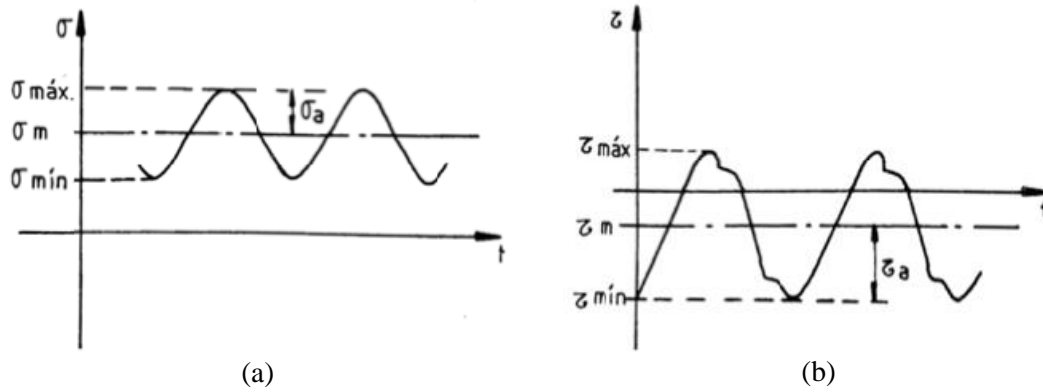


Figura 15: Solicitações alternadas com distintas razões de tensões: (a)  $R > 0$ ; (b)  $R < 0$  [43].

Tendo por base a Figura 15, pode-se escrever:

$$\text{Tensão média} = \sigma_m = \frac{\sigma_{máx} + \sigma_{mín}}{2} \quad (8)$$

$$\text{Amplitude de tensão} = \sigma_a = \frac{\sigma_{máx} - \sigma_{mín}}{2} \quad (9)$$

A gama de tensões,  $\Delta\sigma$ , é a diferença entre o valor da tensão máxima e a tensão mínima, tal como representado na equação seguinte [40]:

$$\text{Gama de tensão} = \Delta\sigma = \sigma_{máx} - \sigma_{mín} \quad (10)$$

### 2.2.3 Solicitação Alternada Pura

Tal como já foi referido, a solicitação alternada pura descreve as situações nas quais  $R = -1$ . Este carregamento surge associado, por exemplo, à flexão rotativa, sendo este um caso de

solicitação utilizado nas máquinas tradicionais de ensaios de fadiga, no qual todos os pontos materiais do provete estão sujeitos a uma solicitação alternada pura. É possível observar na Figura 16 uma representação esquemática desta máquina, onde M representa o motor elétrico, R representa o registro do número de rotações, W representa a força aplicada e C representa o interruptor [40]:

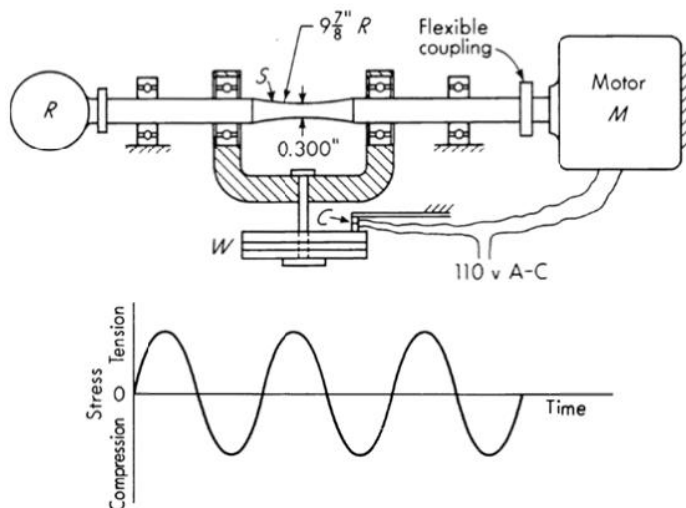


Figura 16: Representação esquemática de uma máquina de ensaios de fadiga de flexão rotativa ( $R = -1$ ) [43].

Esta máquina dispõe de um dispositivo de aplicação de carga que cria um estado de flexão pura, na secção crítica do provete (zona central da Figura 16). Com este tipo de máquina pretende-se determinar o número de ciclos até à rotura, correspondente a uma determinada carga aplicada  $W$ , ou a um determinado valor de  $\sigma_a$  resultante. É importante deixar claro que nestas situações o valor da tensão média ( $\sigma_m$ ) toma o valor zero e o valor da tensão máxima é igual ao valor da amplitude da tensão ( $\sigma_{máx} = \sigma_a$ ). Geralmente, os aços apresentam um valor limite de amplitude de tensão ( $\sigma_a$ ) que se não for ultrapassado resulta numa vida infinita dos provetes. Esta tensão é designada por tensão limite de fadiga –  $\sigma_{fo}$  [43].

## 2.2.4 Curvas S-N

Existem diversos métodos para estimar a vida à fadiga de componentes. Assim, pode-se falar de três métodos principais de análise distintos, de modo a quantificar o dano por fadiga. O primeiro é designado por tensão-vida (S-N) e foi o primeiro método a ser desenvolvido. Este

método é utilizado preferencialmente nas aplicações de longa duração onde as tensões e as deformações se encontram no regime elástico e permite calcular a vida total à fadiga, até à fratura, de um componente. O segundo método utilizado é o método extensão-vida ( $\epsilon$ -N), sendo considerado uma abordagem de iniciação de fendas de fadiga. Este método foi desenvolvido em meados do século XX e é normalmente utilizado quando a deformação contém uma componente plástica. O último método utilizado é baseado na Mecânica da Fratura e fundamenta-se, sobretudo, nos princípios da Mecânica da Fratura Linear Elástica, adaptando estes princípios aos carregamentos cíclicos, sendo preferencialmente utilizado para prever o tempo de propagação de uma fenda ou defeito inicial no material até à rotura podendo ser combinado com o método da extensão-vida para incluir o tempo de iniciação de uma fenda [44].

Relativamente ao método tensão-vida, as curvas S-N expressam uma medida da tensão do ciclo, como por exemplo a amplitude de tensão, com o número de ciclos até à rotura ( $N_f$ ), em que a escala referente ao número de ciclos está, geralmente, expressa em representação logarítmica. O número de ciclos de rotura decresce à medida que a amplitude de tensão aumenta [37]. Na Figura 17 é possível observar a diferença entre a curva S-N de um aço estrutural e de uma liga de alumínio [43]. É interessante notar o facto das ligas de alumínio apresentarem um comportamento distinto dos aços, pois, por menor que seja a amplitude de tensão aplicada, o provete acaba por fraturar ao fim de um determinado número de ciclos. Neste caso é comum especificar uma tensão limite de fadiga convencional para um determinado número de ciclos (por exemplo  $10^8$  ciclos) [43].

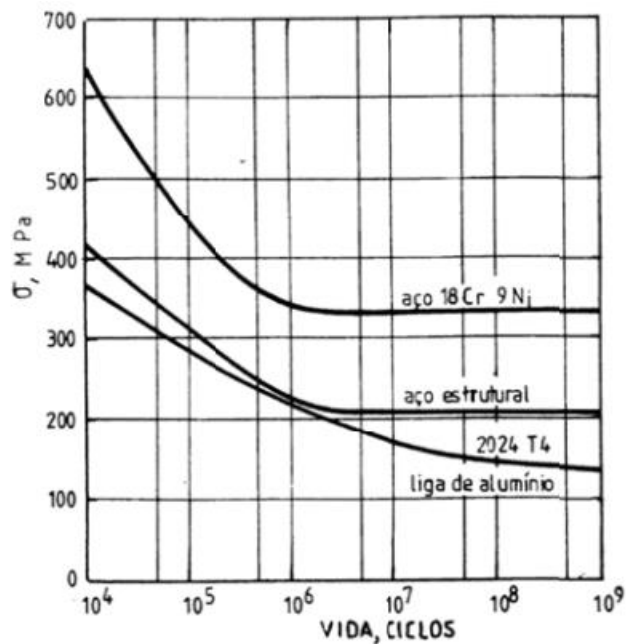


Figura 17: Curvas S-N típicas de vários materiais [43].

O aço é o material com maior relevância na presente dissertação. No caso da tensão de rotura,  $\sigma_R$ , ser inferior a 1400 MPa, a tensão limite de fadiga é geralmente aproximada pela equação (11) [43]:

$$\sigma_{fo} \approx 0.5\sigma_R \quad (11)$$

Para valores mais elevados de tensão de rotura, a igualdade representada na equação (11) deixa de ser válida e, na falta de informação mais precisa, pode-se utilizar a igualdade expressa na equação (12) [43]:

$$\sigma_{fo} \approx 700 \text{ MPa} \quad (12)$$

Quando a tensão de rotura do material não é conhecida esta pode ser estimada com base numa relação entre a tensão de rotura e a dureza. Na Figura 18 apresenta-se uma dessas relações entre a dureza Brinell e a tensão de rotura observando-se uma relação aproximadamente linear entre estas duas grandezas [43].

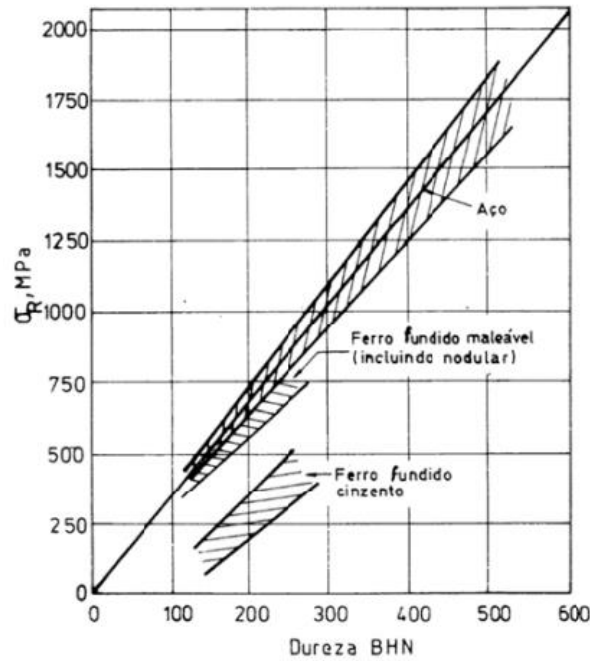


Figura 18: Correlação entre a tensão de rotura e a dureza superficial Brinell [43].

Com esta informação, é possível, a partir de uma medição de dureza, que pode ser considerado um ensaio não destrutivo, obter uma estimativa da tensão de rotura bem como do valor da tensão limite de fadiga, no caso dos aços. Assim, é possível traçar a curva S-N como esquematizada na Figura 19 [43]:

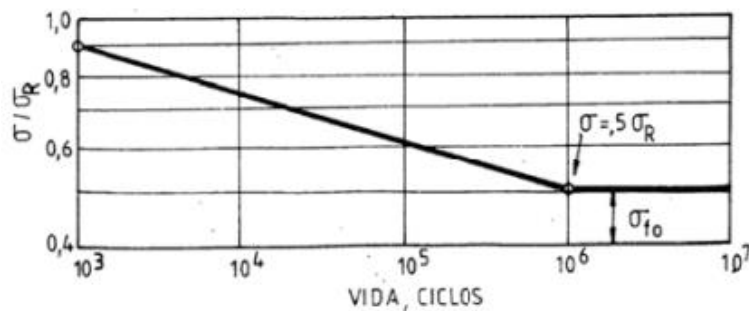


Figura 19: Curva S-N estimada para aço [43].

Na Figura 20 apresenta-se um diagrama S-N, obtido para diferentes valores de razão de tensões. A tensão traçada é a tensão máxima, apesar de se poder utilizar quer a gama de tensões quer a amplitude de tensão para se obter diagramas similares [39]:



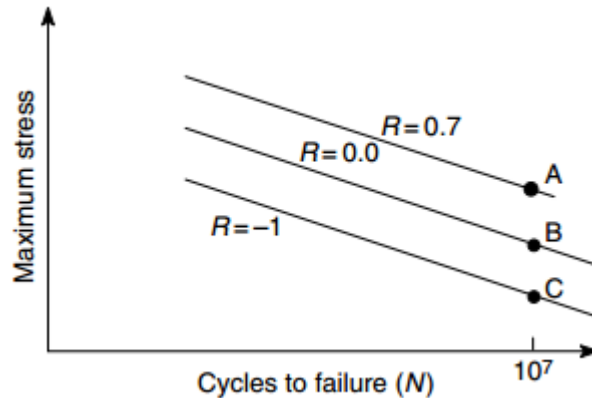


Figura 20: Representação esquemática de curvas S-N para valores distintos da razão de tensões, R [39].

A partir do gráfico da Figura 20, é possível perceber que para um determinado valor de tensão máxima, à medida que o valor de R aumenta, o número de ciclos até à rotura também aumenta, pois assiste-se, nestas condições, a uma redução da gama de tensão.

Apesar de a maioria das curvas S-N serem obtidas sob condições de R constante, existem também estudos, principalmente para componentes rotativos, onde os dados são obtidos sob condições de tensões médias constantes. A principal diferença entre estas duas condições, é observada na Figura 21. Para ciclos de tensão média constante, cada um tem um valor diferente de R. Contrariamente, ciclos com R constante vão ter diferentes tensões médias para diferentes valores de gama de tensão ou tensão máxima. Na Figura 22 apresentam-se dois gráficos, de modo a ser perceptível a diferença entre as duas situações referidas, sendo que em (a) são apresentadas curvas S-N para valores de R constante, e em (b) são apresentadas curvas S-N para valores constantes de tensão média, isto para um material hipotético [45].

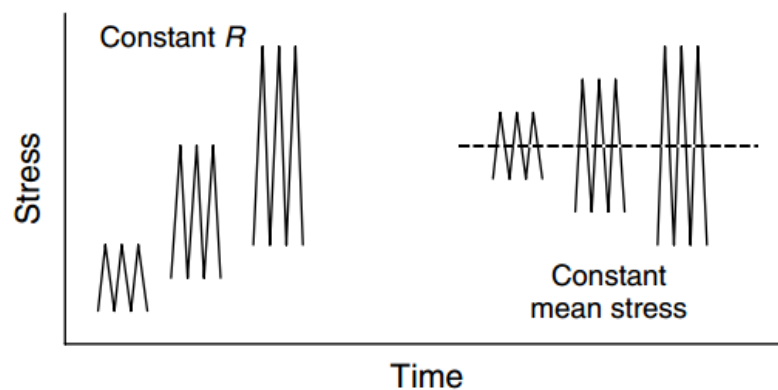


Figura 21: Esquema de ciclos com R constante e com tensão média constante [45].

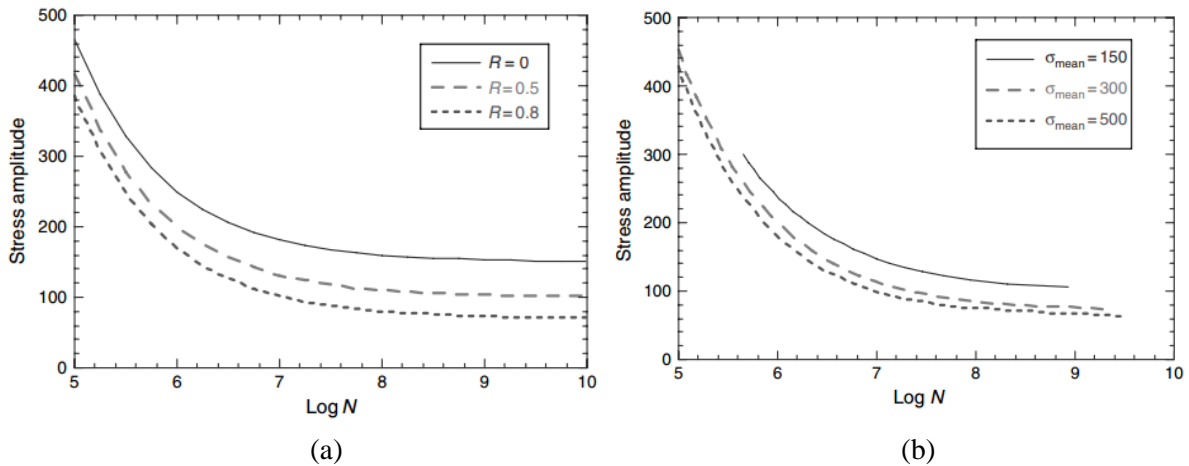


Figura 22: Curvas S-N: (a) R constante; (b) tensão média constante [45].

### 2.2.5 Correções do Valor de Tensão Limite de Fadiga

A tensão limite de fadiga determinada com base em ensaios de provetes polidos ensaiados em flexão rotativa terá de ser corrigida tendo em conta diversos fatores que podem alterar o comportamento à fadiga, sendo esses fatores enumerados de seguida [43, 44]:

- Tipo de carga;
- Tamanho;
- Acabamento Superficial;
- Forma do ciclo;
- Frequência do ciclo;
- Tipo de carregamento;
- Existência de entalhes;
- Tipo de material;
- Tensões residuais;
- Tratamentos superficiais;
- Temperatura;
- Ambiente [43, 44].

Assim sendo, apresentam-se de seguida os fatores de correção e em que medida estes influenciam o comportamento à fadiga [43]:

## 1. Tipo de Carga ( $C_1$ )

Quando a carga é aplicada axialmente, o valor da tensão limite de fadiga é inferior ao valor determinado em flexão. Assim sendo:

- $C_1 = 0.85$  para cargas aplicadas axialmente: constata-se a inexistência de um gradiente de tensões no caso da solicitação axial, na secção crítica, implicando que todo o material nessa secção esteja sujeito à tensão máxima do ciclo [43];
- $C_1 = 1$  para o caso da flexão: para ensaios de torção verifica-se que a tensão limite de fadiga em torção é aproximadamente 0.58 da tensão limite em flexão rotativa, apoiando a teoria da resistência da energia de distorção que implica a igualdade apresentada na seguinte equação [43]:

$$\tau = 0.58 \cdot \sigma \quad (13)$$

## 2. Efeito do Tamanho ( $C_2$ )

Efeito do tamanho: para as solicitações de flexão e torção, a tensão limite de fadiga tende a decrescer à medida que a secção resistente da peça aumenta. Este fator de tamanho é o quociente entre a tensão limite de fadiga, para a secção pretendida, e a tensão limite de fadiga de provetes de referência, apresentando-se na Figura 23 um exemplo de um diagrama de correção do efeito do tamanho [43].

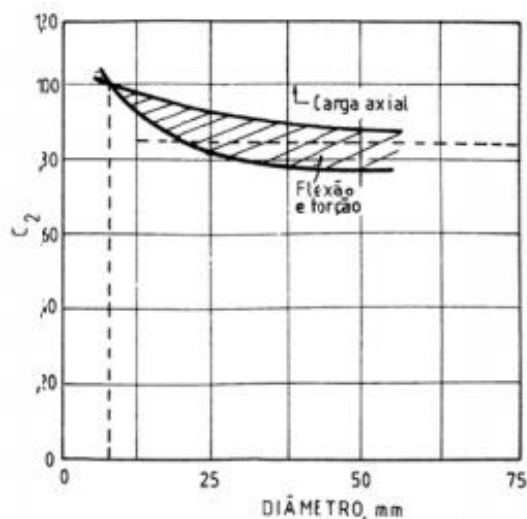


Figura 23: Efeito do tamanho [43].

O efeito do tamanho está, provavelmente, associado à existência de gradientes de tensões nos casos de flexão e torção. Como já foi referido, quando se passa de uma solicitação de flexão para uma solicitação uniaxial, existe uma redução da tensão limite de fadiga. Por esta razão, espera-se que o efeito positivo do gradiente de tensões desapareça quando a dimensão da secção resistente aumentar. Também é perceptível que os provetes carregados axialmente não vão apresentar efeito de tamanho [43].

Através do modelo representado na Figura 24 é possível ter uma ideia mais perceptível do efeito do tamanho. A iniciação da fenda de fadiga associa-se a um volume finito de material, representado na Figura 24 por “ $\delta$ ”. Tenta-se justificar a menor resistência associada às maiores dimensões com a explicação de que com o gradiente mais elevado de tensão, no caso da secção menor, a tensão média instalada no volume crítico de material é menor nesse caso do que no caso da maior secção. Ou seja, para um veio de tamanho inferior, a tensão média será menor resultando assim numa vida à fadiga mais longa [43].

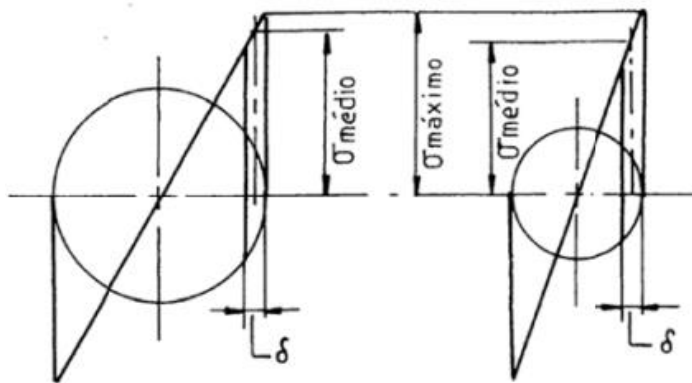


Figura 24: Modelo de interpretação do efeito de tamanho [43].

### 3. Efeito do acabamento superficial ( $C_3$ )

O acabamento superficial afeta a fadiga de várias formas. Por um lado, introduz concentração de tensões, resultante da rugosidade, por outro lado altera as propriedades físicas da camada superficial, e ainda introduz, eventualmente, tensões residuais que, no caso de serem de tração, levam à diminuição da resistência à fadiga. Este fator,  $C_3$ , define-se como sendo o quociente entre a tensão limite de fadiga com o acabamento superficial em causa, e o valor obtido com os provetes polidos. Os resultados experimentais apresentam-se na Figura 25 (a), para ensaios com aço. Para o aço, existe outra possibilidade de apresentar este resultado, tal como evidenciado na Figura 25 (b). Assim, a partir destes gráficos é possível, com valor da

tensão de rotura do aço utilizado ou da dureza, encontrar o valor de  $C_3$  ou da tensão limite de fadiga [43].

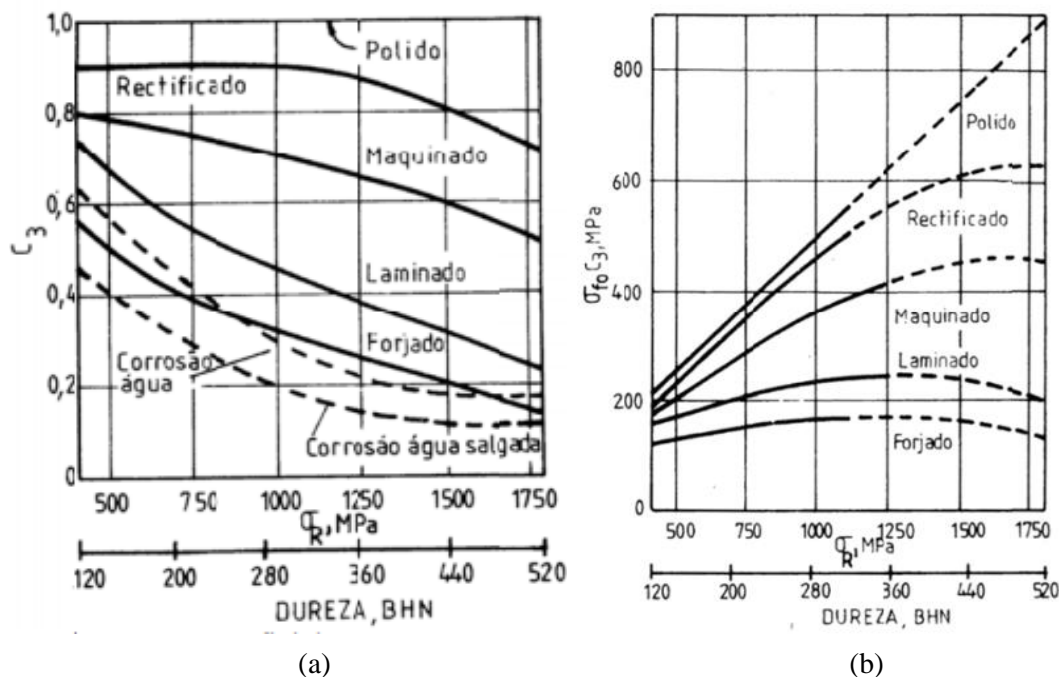


Figura 25: Efeito do acabamento superficial para os casos de ensaios em aço [43].

Em geral, aumentar a dureza superficial, leva ao aumento da vida à fadiga do ponto de vista da iniciação de fendas, isto porque um material mais duro possui uma tensão de cedência superior sendo mais resistente à iniciação de fendas. Também as diferentes operações de acabamento influenciam de forma distinta a topografia da superfície dos materiais. Os picos de rugosidade atuam como locais de concentração de tensões pelo que a resistência à fadiga diminui com o aumento da rugosidade da superfície. As superfícies obtidas por maquinagem, por retificação ou polimento são geralmente mais suaves do que as superfícies obtidas por fundição ou por forjamento. No entanto, o uso de superfícies polidas para melhorar o comportamento à fadiga não se justifica quando há uma exposição do material a ambientes corrosivos, uma vez que este tipo de ambientes pode levar a uma deterioração da superfície polida. [37].

Existem alguns aspetos importantes sobre o efeito do acabamento superficial como o facto da condição da superfície ser mais importante para aços de elevada resistência, aspeto esse relevante na presente dissertação. Por outro lado, as tensões superficiais residuais causadas pelas operações de maquinagem podem ter um papel importante, como no caso de operações

de retificação que introduzam tensões residuais de tração. Para vidas curtas, onde a propagação de fendas é dominante, a condição do acabamento superficial tem um menor efeito na vida à fadiga [44].

#### 4. Outras correções ( $C_4$ )

Estas correções englobam as considerações estatísticas, defeitos internos, condições de serviço a temperatura baixa ou elevada, corrosão e anisotropia. Estes aspetos podem justificar o uso de adicional prudência na avaliação da tensão limite de fadiga corrigida. Estes efeitos são resumidos num fator  $C_4 \leq 1$  [43].

De seguida apresentam-se outras correções que devem ser analisadas com precaução e tidas em conta no estudo do comportamento à fadiga. A forma do ciclo de tensão é um parâmetro que vai influenciar o comportamento à fadiga. Esta forma pode ser sinusoidal, triangular, quadrada ou trapezoidal. Também a frequência do ciclo vai influenciar o comportamento à fadiga, podendo esta ser constante ou variável. A amplitude do carregamento também pode ser constante ou variável de um modo aleatório ou regular. As variações na frequência, na forma do ciclo ou no tempo sob tensão máxima podem influenciar, significativamente, quando o ambiente é agressivo, na fadiga de curta duração/ oligocíclica e quando as temperaturas são elevadas [38].

Também a existência de entalhes, afeta significativamente a vida à fadiga. Em particular, as inclusões ou defeitos podem aumentar o valor da tensão para um valor no qual a fase de iniciação é ignorada e os cálculos da vida à fadiga apenas têm que ter em conta a fase de propagação e a rotura final [38].

O ambiente é outro aspeto que influencia significativamente o comportamento à fadiga, possuindo um efeito, quase sempre adverso, significativo na iniciação e propagação da fadiga. Apesar disso, um meio mais agressivo nem sempre prejudica o comportamento à fadiga [38]. Quando um ciclo de tensões tem lugar num meio corrosivo, os efeitos adversos resultantes são mais significativos do que seriam ao considerar a fadiga e a corrosão, separadamente. A interação da fadiga com a corrosão envolve um complexo mecanismo de falha, razão pela qual ainda existem poucas teorias e dados concretos sobre este tema. Basicamente, o que acontece é que um meio corrosivo ataca a superfície de um metal e produz um filme de óxidos. Geralmente,

este filme funciona como uma camada protetora e previne a corrosão futura do metal. No entanto, a carga cíclica causa fendas localizadas nesta camada, levando a que superfícies de metal não oxidado fiquem expostas ao ambiente corrosivo. Ao mesmo tempo, a corrosão causa “picadas” (*pitting*) localizadas na superfície que funcionam como locais de concentrações de tensões. Existem vários métodos para atenuar os problemas causados pela fadiga em ambientes corrosivos, sendo um deles a utilização de aços com alto teor em Crômio. Relativamente às diversas variáveis envolvidas no comportamento à fadiga de materiais em ambientes corrosivos, a mais crítica é a frequência do carregamento. Na Figura 26 é possível observar a curva S-N para diferentes meios, no caso de o material em estudo ser aço, sendo a curva do ar referente à temperatura de 21 °C. Também se verifica que quando os ensaios são realizados em vácuo, é possível obter melhorias significativas na vida à fadiga [44]. A previsão do efeito de um determinado meio no comportamento à fadiga é extremamente complexa, apesar de ser bastante importante [38].

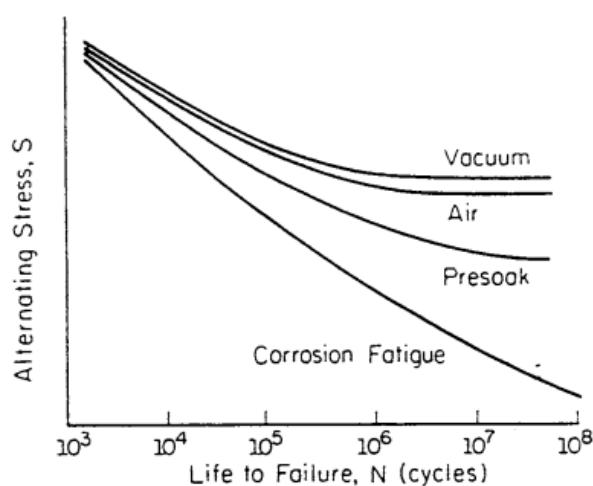


Figura 26: Efeito de diferentes meios na curva S-N de um aço [44].

Também o tipo de material em causa vai afetar, como seria de esperar, o comportamento à fadiga. Diferentes materiais comportam-se de formas distintas, sendo que aqueles que apresentam maior resistência e granulometria mais fina, geralmente possuem limites de fadiga mais elevados. As propriedades de fadiga podem ser melhoradas através de um tratamento térmico adequado [38].

Passando para a influência da temperatura, existe uma certa tendência para o limite de fadiga dos aços aumentar e a tenacidade à fratura diminuir quando as temperaturas diminuem. A altas temperaturas, o limite de fadiga para aços desaparece devido à movimentação das deslocções. Quando as temperaturas são superiores a metade da temperatura de fusão do material, a fluência torna-se relevante. Nesta gama a abordagem tensão-vida não é mais aplicável. Também é importante notar que as altas temperaturas podem causar revenido, levando à remoção de eventuais tensões residuais de compressão benéficas para o comportamento à fadiga [44].

Relativamente aos tratamentos superficiais, sabe-se que as fendas de fadiga, na maioria das vezes, iniciam-se numa superfície livre, pelo que qualquer tratamento superficial pode ter um efeito significativo na vida à fadiga. Os tratamentos superficiais podem ser divididos em tratamentos de galvanização, térmicos ou mecânicos, sendo que nos três casos o efeito na vida à fadiga é devido, principalmente, às tensões residuais. Relativamente à galvanização, este processo conduz a reduções nas tensões limite de fadiga em cerca de 60%, quando se revestem aços com Crómio ou Níquel, através deste processo. Esta redução é devida, principalmente, às elevadas tensões residuais de tração geradas pelo processo de galvanização, sendo, por este motivo, aconselhável realizar algumas operações para aliviar estas tensões residuais. Quanto aos tratamentos térmicos, os processos de difusão como a cementação e a nitruração são processos que beneficiam a resistência à fadiga. Estes processos permitem obter maior resistência do material na superfície e causam alterações volumétricas que levam ao aparecimento de tensões residuais de compressão na superfície, que como já foi referido são benéficas para o comportamento à fadiga [44].

Os processos de laminagem a quente e forjamento podem causar descarburização na superfície, levando a que haja perda de átomos de Carbono da superfície, o que causa uma diminuição da resistência e pode levar à formação de tensões residuais de tração, afetando negativamente o comportamento à fadiga. Na Figura 27 é possível observar a influência do forjamento e do polimento nos limites de fadiga de aços [44]:



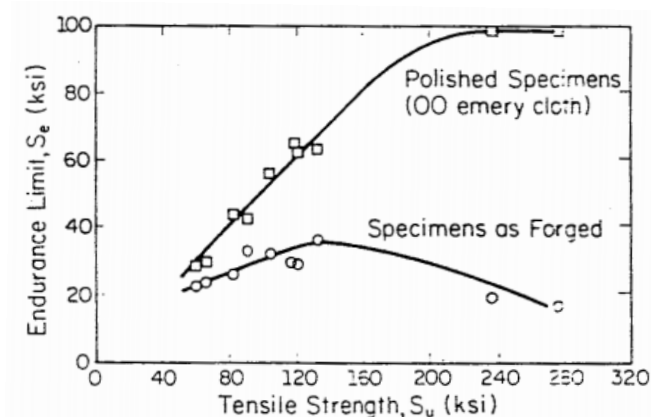


Figura 27: Efeito do forjamento na tensão limite de fadiga para vários tipos de aços e estados superficiais [44].

Pela Figura 27, pode-se verificar que a redução na tensão limite de fadiga, para aços de baixa resistência, não é muito diferente dos provetes polidos analisados. No entanto, para aços de alta resistência esta redução, para os provetes forjados, é bastante relevante. De notar que a grande maioria dos fatores que afetam a vida à fadiga têm uma influência mais pronunciada à medida que a resistência dos aços aumenta, sendo que esta particularidade pode ser atribuída à facilidade com a qual as tensões residuais relaxam em materiais com baixa tensão de cedência [44].

É possível observar na Figura 28 a influência das operações de laminagem a frio na vida à fadiga [44]:

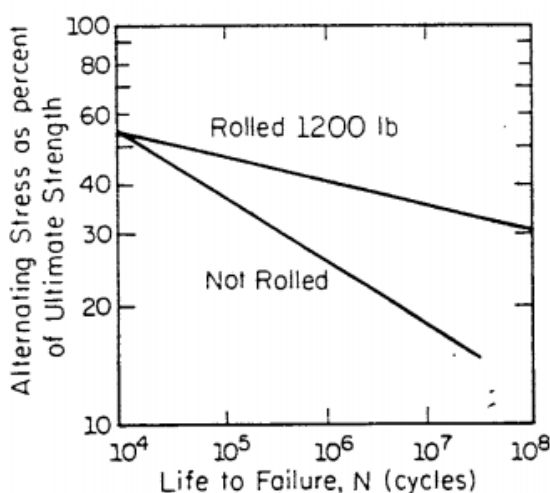


Figura 28: Efeito da laminagem a frio na curva S-N de um aço [44].

Na Figura 29 é possível observar o efeito das operações de uma retificação mais suave e de uma retificação mais severa nas propriedades de fadiga de aços de alta resistência (dureza de 45 HRC), verificando-se também como as operações de granalhagem (*shot peening*) podem atenuar os danos causados pela retificação mais severa (*severe grinding*) [44].

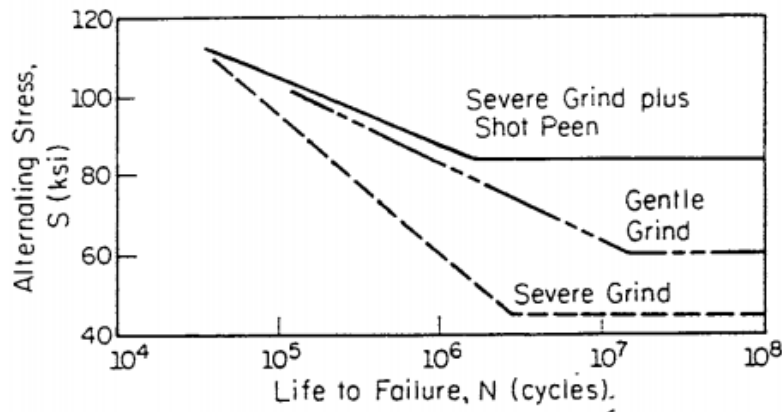


Figura 29: Efeitos da retificação na curva S-N de uma aço [44].

Em termos de tratamentos mecânicos, é usual utilizarem-se métodos para trabalho a frio da superfície de um componente de modo a introduzirem-se tensões residuais de compressão e aumentar a dureza superficial do material, sendo os mais importantes os processos de granalhagem e laminagem a frio. No entanto, a operação de granalhagem tem a desvantagem de formar uma superfície áspera, sendo aconselhável, quando se pretende uma superfície mais suave, a utilização de operações de polimento depois da granalhagem, introduzindo-se, assim, uma pequena redução na resistência à fadiga. No entanto, é importante ter em conta que a partir de um limite de aplicação de granalhagem, esta irá acabar por fazer decrescer a resistência à fadiga. Na Figura 30 observa-se a influência da operação de granalhagem na resistência à fadiga de um aço de alta resistência [44]:

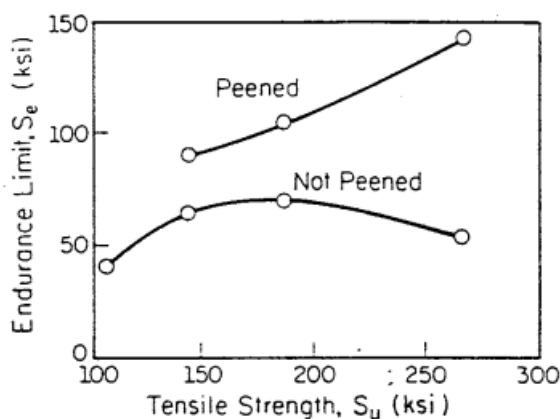


Figura 30: Efeito da operação de granalhagem na resistência à fadiga de um aço de alta resistência [44].

É importante salientar que tanto a laminagem a frio como a granalhagem têm um efeito mais notório em vidas longas, sendo que em vidas curtas a melhoria na resistência à fadiga é mínima, uma vez que para estas vidas curtas os níveis de tensão são suficientemente elevados para causar cedência o que leva à eliminação das tensões residuais [44]. As tensões residuais têm um papel de extrema importância no comportamento à fadiga. Quando uma peça é sujeita a um carregamento, como acontece na fadiga, a tensão em qualquer ponto é a soma da tensão residual nesse mesmo ponto com a tensão resultante da carga externa aplicada, tal como observado na Figura 31. Se existir uma tensão de compressão residual na superfície, é possível aplicar uma tensão de tração maior, por flexão, antes de existir tração [37]. Uma vez que a fadiga é um fenómeno sobretudo superficial, as tensões residuais na superfície do material são críticas. É importante deixar claro que as tensões residuais de compressão são benéficas e as tensões residuais de tração têm um efeito negativo na vida à fadiga, sendo este aspeto previsto pelo diagrama de Goodman, ilustrado na Secção 2.2.8. Outro aspeto importante é o facto de as tensões residuais não serem sempre permanentes, sendo que existem vários fatores, como as elevadas temperaturas ou a presença de cargas excessivas, que podem causar a relaxação de tensões [44].

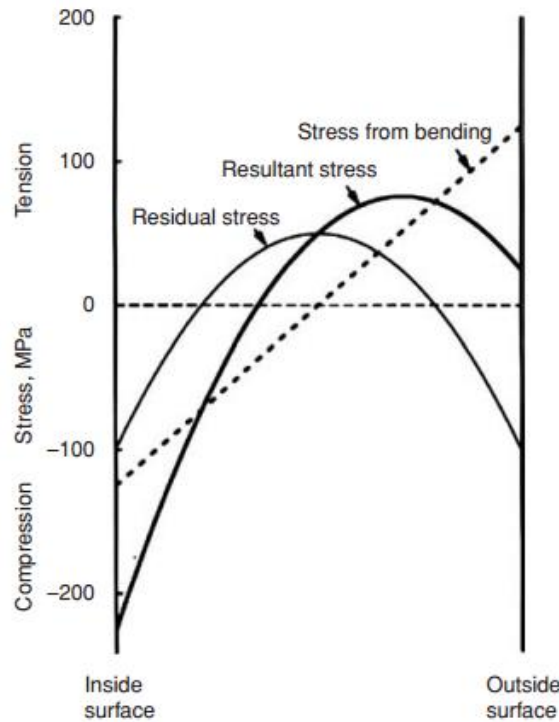


Figura 31: Representação esquemática da tensão residual, tensão resultante do carregamento e da tensão total [37].

Uma forma de obter a tensão limite de fadiga para as condições reais da peça consiste em corrigir a tensão limite de fadiga para condições ideais como sugere a equação (14), onde  $C_i$  são fatores de correção que têm em conta várias condições detrimenais à fadiga [43]:

$$\sigma_{fo}^c = \sigma_{fo} \cdot C_1 \cdot C_2 \cdot C_3 \cdot C_4 \quad (14)$$

### 2.2.6 Lei de Miner

No caso de o material ser sujeito a um número de ciclos de solicitação  $\sigma_a$  inferior ao número necessário para causar a rotura para essa solicitação, apesar de não ocorrer fratura como seria de esperar, o mesmo vai sofrer deterioração da sua resistência. Isto é válido quando a tensão de solicitação é superior à tensão limite de fadiga. O número de ciclos adicional de uma outra solicitação cíclica a que o material poderia estar sujeito pode ser avaliado através da lei de Miner. Nesta lei, admite-se que o dano pode ser expresso em termos de quociente entre o

número de ciclos aplicado ( $n$ ) e o número de ciclos para causar rotura para essa sollicitação ( $N$ ). A lei de Miner pode ser expressa pela equação seguinte, para uma sollicitação “ $i$ ” [43]:

$$D = \sum \left( \frac{n}{N} \right)_i = 1 \quad (15)$$

No caso da tensão de sollicitação ser sempre inferior à tensão limite de fadiga, então a vida à fadiga do componente é infinita e o dano acumulado é zero, de acordo com a lei de Miner. É importante referir duas situações que podem acontecer. Se um componente estiver sujeito a uma sollicitação com uma tensão inferior à tensão limite de fadiga (sollicitação 1) e, posteriormente, for sujeito a uma tensão superior à tensão limite de fadiga (sollicitação 2), então o dano acumulado será apenas o dano relativo à sollicitação 2 (a sollicitação 1 não vai causar dano). Por outro lado, se um componente estiver sujeito a uma sollicitação com uma tensão superior à tensão limite de fadiga (sollicitação 1) e, posteriormente, for sujeito a uma tensão inferior à tensão limite de fadiga (sollicitação 2), então o dano acumulado será a soma do dano causado pela sollicitação 1 com o dano causado pela sollicitação 2.

A equação apresentada é aplicada com maior rigor para o alumínio do que para o aço, e tem grande sucesso no caso de espectros de carga aleatória. De salientar que o segundo termo da equação (15) pode ser inferior à unidade em alguns casos verificados de rotura [43].

### 2.2.7 Concentração de Tensões

Existem características geométricas numa peça que podem levar ao aumento local da tensão instalada, tal como a existência de entalhes, furos, roscas entre outros. O valor da tensão pode ser determinado pela Teoria da Elasticidade, mas é mais usual determinar-se este valor através de métodos computacionais (método dos elementos finitos, mecânica experimental/análise experimental de tensões). Para muitos casos práticos é comum utilizar-se um processo tradicional expedito que consiste em usar fatores de concentração de tensões ( $K_t$ ), disponibilizados em tabelas técnicas, que multiplicam as tensões nominais obtidas a partir das expressões elementares da Resistência de Materiais relativas à tração, flexão e torção. Estes fatores  $K_t$  estão associados à geometria dos entalhes e ao modo de aplicação da carga, e baseiam-se na hipótese de que o material é homogéneo, isotrópico e elástico [43].

### 2.2.7.1 Fator de Concentração de Tensões Teórico ou Elasto-estático

O fator de concentração de tensões teórico ou elasto-estático define-se como a razão entre a tensão local máxima e a tensão nominal, ambas no domínio linear elástico, de acordo com a equação seguinte [43]:

$$K_t = \frac{\sigma_{m\acute{a}x}}{\sigma_{min}} \quad (16)$$

Pode-se analisar o caso representado na Figura 32, através da Teoria da Elasticidade, onde se tem um furo elíptico situado numa placa sujeita à tração [43].

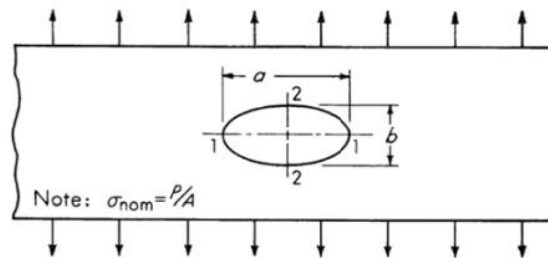


Figura 32: Furo elíptico numa placa tracionada [43].

Se a placa for suficientemente larga para que a redução da secção resistente devido ao furo seja desprezável, o valor do fator de concentração de tensão teórico ( $K_t$ ), relativo aos pontos 1 é dado pela equação seguinte [43]:

$$K_t = 1 + 2 \cdot \frac{a}{b} \quad (17)$$

Através da equação (17), chega-se à conclusão que [43]:

- Para um furo circular:  $K_t = 3$ ;
- Para uma fenda perpendicular:  $a/b \rightarrow \infty$  e  $K_t \rightarrow \infty$ ;
- Para uma fenda paralela à carga:  $a/b \rightarrow 0$  e  $K_t \rightarrow 1$  (não havendo concentração de tensões neste caso) [43].

Na Figura 33 é possível observar as “linhas de força” de uma barra entalhada à tração. Assim sendo, é possível verificar que as “linhas de força” estão uniformemente distribuídas nas secções suficientemente afastadas do entalhe, mas concentram-se próximo da superfície quando passam na secção que contém o entalhe. Uma vez que estas linhas estão tracionadas, então espera-se que estas se tornem retilíneas. Este facto leva a um aumento da distância entre os entalhes, levando a que se produza uma tensão transversal de tração perpendicular à solicitação exterior aplicada [43].

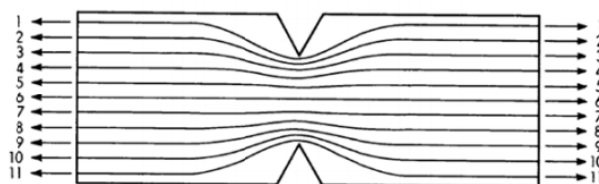


Figura 33: “Linhas de força” de uma barra entalhada à tração [43].

É importante deixar claro algumas considerações sobre o fator de concentração de tensão. Assim, os fatores de concentração de tensões são diferentes para diferentes tipos de carregamento e, por esta razão, deve-se sempre utilizar o valor do fator apropriado para a solicitação em causa. Estes fatores referidos têm de ser aplicados à tensão nominal baseada na secção resistente usada para a determinação de  $K_t$ . No caso se existirem cargas combinadas, cada solicitação deve ser multiplicada pelo valor apropriado de  $K_t$ , ou seja, se a tensão nominal num entalhe se deve a solicitações de tração e flexão, então a tensão de tração é multiplicada pelo valor de  $K_t$  para essa solicitação e a tensão de flexão é multiplicada pelo valor de  $K_t$  para flexão. Verifica-se que a rotura por fadiga se inicia tipicamente num entalhe causador de concentração de tensões; assim a redução de  $K_t$  é o grande objetivo. Consegue-se reduzir este fator com o uso de raios de concordância tão grandes quanto for possível e suavizar os contornos na vizinhança de qualquer inevitável mudança de secção [43].

Existem diversas fontes bibliográficas onde é possível encontrar os gráficos que para cada tipo de solicitação permitem obter o valor de  $K_t$ . Estes gráficos relacionam o valor de  $K_t$  com o tipo de solicitação (flexão, carga axial ou torção) em função de parâmetros geométricos do componente [43].

### **2.2.7.2 Fator de Redução da Resistência à Fadiga**

Após se obter o valor do fator teórico de concentração de tensões, é agora necessário realizar uma correção e calcular o valor do fator de redução da resistência à fadiga -  $K_f$ . É importante chamar a atenção para o facto de o efeito na fadiga da concentração de tensões ser muito atenuado para o caso dos materiais dúcteis. Estes materiais vão permitir a plastificação localizada na vizinhança do entalhe, originando, desta forma, uma redistribuição de tensões. Em condições de fadiga, o fenómeno da diminuição de resistência devido à concentração de tensões tem uma grande importância. O valor prático da concentração de tensões pode ser medido, comparando-se, para cada caso de solicitação, a resistência de um corpo entalhado e um outro não entalhado. Nos materiais dúcteis, o fator de redução da resistência à fadiga pode ser próximo da unidade; para materiais frágeis, este quociente atinge valores próximos de  $K_t$  [43].

O conceito de índice de sensibilidade ao entalhe,  $q$ , relaciona o fator de concentração teórico de tensões com o fator de redução da resistência à fadiga, através da equação seguinte [43]:

$$K_f = 1 + q \cdot (K_t - 1) \quad (18)$$

Este índice de sensibilidade ao entalhe pode variar entre zero (completa insensibilidade) e a unidade (sensibilidade máxima). Em fadiga, verifica-se que aços de grão grande, normalizados e recozidos, apresentam valores de  $q$  baixos, ao passo que aços sujeitos a tratamento térmico para endurecimento, têmpera e revenido, de grão fino, apresentam valores de  $q$  elevados. Na Figura 34 e Figura 35, apresentam-se informações relativas ao fator de sensibilidade ao entalhe assim como aos parâmetros  $K_t$  e  $K_f$  para classes de materiais distintos [43]:



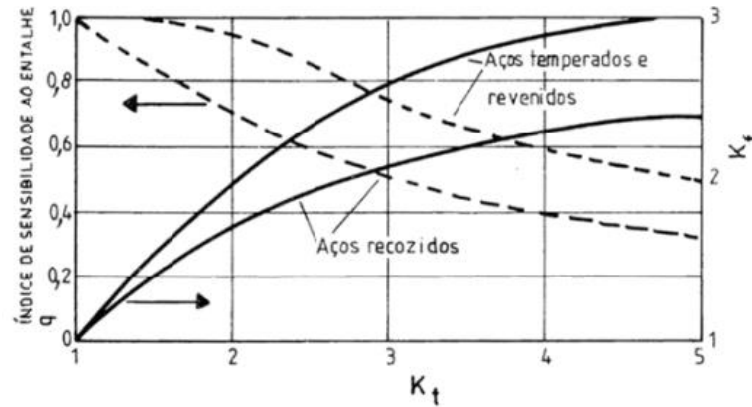


Figura 34: Sensibilidade ao entalhe,  $q$ , e relação entre  $K_f$  e  $K_t$  para dois tipos de aços distintos[43].

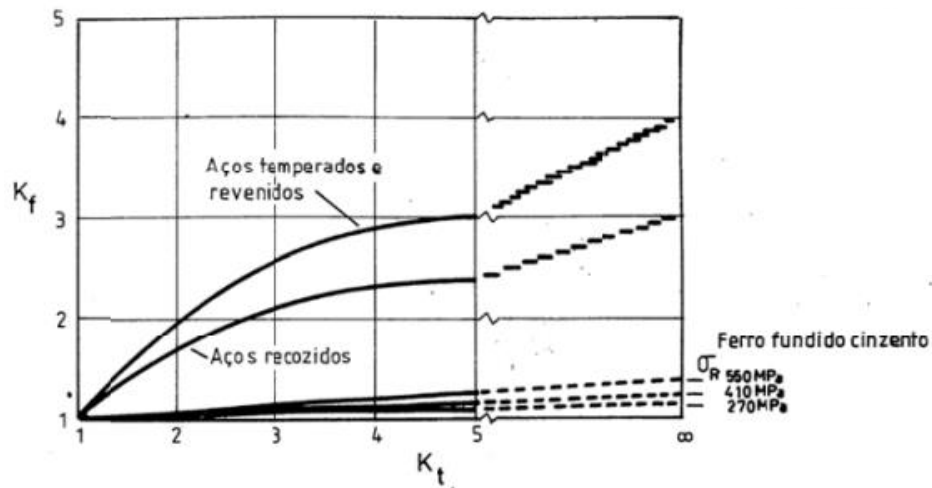


Figura 35: Relações  $K_f$  versus  $K_t$  para aços e ferros fundidos [43].

É possível observar pelo gráfico da Figura 35 que os ferros fundidos apresentam valores baixos de  $q$ , sendo isto devido à presença de inclusões de Grafite que atuam como concentradores internos de tensão [43].

## 2.2.8 Solicitações de Fadiga Uniaxiais com $\sigma_m \neq 0$

Nas situações de carregamento real é comum existir uma combinação de uma solicitação estática (caracterizada por uma tensão média) com uma solicitação cíclica (caracterizada por uma amplitude de tensão), tal como observado na Figura 36 [43].

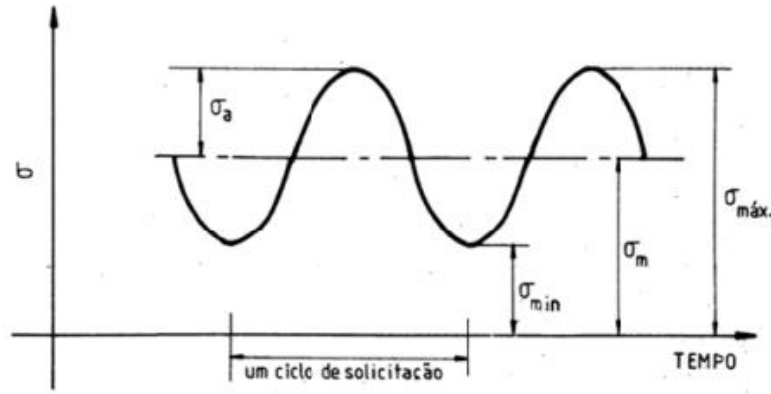


Figura 36: Solicitação de fadiga com tensão média não nula [43].

As solicitações de fadiga são, geralmente, caracterizadas pelo par de valores tensão média e amplitude da tensão. O conjunto destes dois valores correspondentes a solicitações de fadiga que não causam rotura, pode ser descrito num sistema de eixos  $\sigma_m - \sigma_a$ , tal como indicado na Figura 37. Se a solicitação é estática, então a amplitude da tensão é nula e a tensão média deve ser inferior à tensão de cedência ( $\sigma_{ced}$ ) ou de rotura ( $\sigma_R$ ). Por outro lado, se a tensão média é nula, a solicitação é alternada pura, e a amplitude da tensão não pode exceder a tensão limite de fadiga. Ainda na Figura 37 apresentam-se os resultados experimentais obtidos para aços e alumínio e estão desenhadas as curvas referentes a três diferentes critérios [43]:

- Parábola de Gerber, em que a equação que exprime este critério é dada por [43]:

$$\sigma_a = \sigma_{fo} \cdot \left( 1 - \left( \frac{\sigma_m}{\sigma_R} \right)^2 \right) \quad (19)$$

- Reta de Goodman, sendo a equação que define esta reta dada por [43]:

$$\sigma_a = \sigma_{fo} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_R} \right) \quad (20)$$

Sendo que para o caso do critério de Goodman modificado, que tem em conta a necessidade de evitar deformação plástica, a equação é dada por [43]:

$$\begin{cases} \sigma_a = \sigma_{fo} \cdot \left( 1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_R} \right) \\ \sigma_m + \sigma_a = \sigma_{ced} \end{cases} \quad (21)$$

- Reta de Soderberg: este é o critério mais seguro e evita a ocorrência de deformação plástica, sendo a equação que define esta reta dada por [43]:

$$\sigma_a = \sigma_{fo} \cdot \left(1 - \frac{\sigma_m}{\sigma_{ced}}\right) \quad (22)$$

No gráfico da Figura 37 apresentam-se estes três critérios referidos [43]:

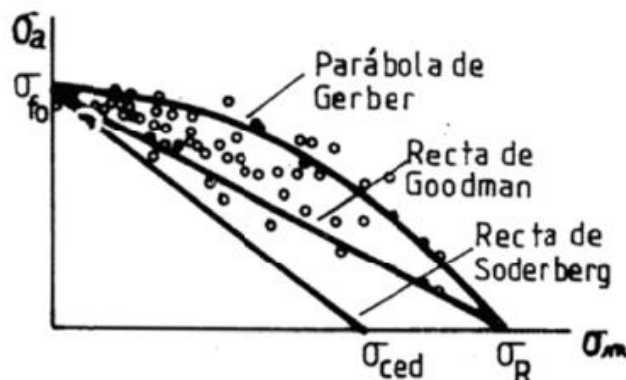


Figura 37: Diagramas de Soderberg, Goodman e Gerber [43].

Quando se pretende aplicar as equações (19), (20), (21) e (22), no caso de materiais dúcteis, para solicitações com uma tensão média tanto positiva como negativa, então o tratamento de qualquer caso pode ser feito substituindo nas equações anteriores o valor de  $\sigma_m$  pelo seu valor absoluto. De notar que esta é uma hipótese simplificativa e pessimista uma vez que a resistência à fadiga no caso de solicitações com tensão média inferior a zero, é superior à resistência à fadiga no caso da tensão média ser superior a zero [43].

Ao combinar a reta de Goodman com a reta resultante da imposição da inequação (23), cria-se outra versão do critério de Goodman visando impedir a ocorrência de deformação plástica, tal como indicado na Figura 38 (a) [43]:

$$\sigma_m + \sigma_a \leq \sigma_{ced} \quad (23)$$

Ou seja, a partir da Figura 38 (a) percebe-se que todos os pontos abaixo de AED não causarão fratura por fadiga nem deformação plástica. Para valores negativos da tensão média, a

resistência à fadiga aumenta substancialmente. Para o caso geral em que a tensão média pode ser positiva ou negativa, apresenta-se o critério de Goodman representado na Figura 38 (b) [43].

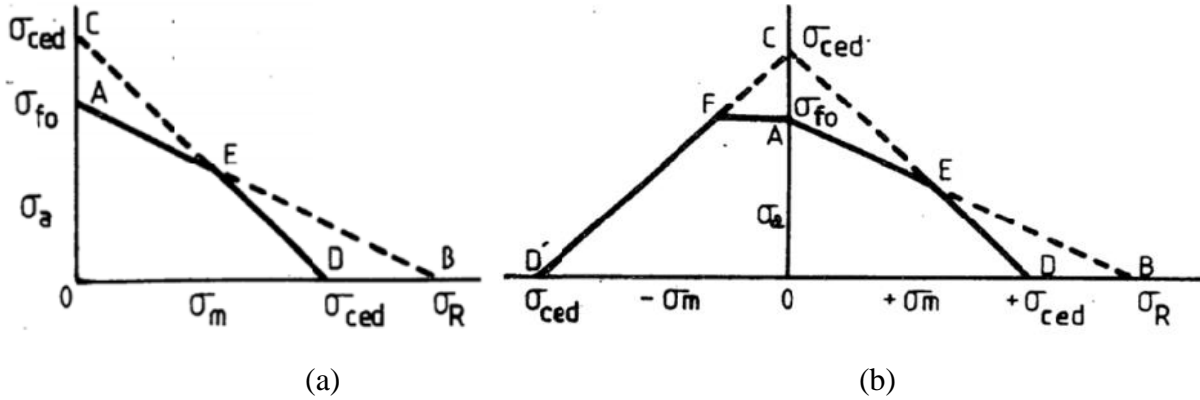


Figura 38: Diagrama  $\sigma_a - \sigma_m$ : (a) para metais dúcteis; (b) cargas axiais ou de flexão para metais dúcteis [43].

Voltando ao fator de concentração de tensões, no caso dos materiais dúcteis solicitados estaticamente a relevância deste efeito é pequena, ou seja, o valor de  $q$  está próximo de zero enquanto no caso de fadiga, o valor de  $q$  está mais próximo de 1. Por estas razões, aplica-se o fator de redução da resistência à fadiga,  $K_f$ , apenas à componente  $\sigma_a$  do ciclo, e não ao valor da tensão média,  $\sigma_m$ , que se pode considerar uma solicitação estática. Assim, no caso de materiais dúcteis,  $\sigma$  decompõe-se em duas parcelas, uma solicitação estática  $\sigma_m$ , à qual se sobrepõe uma solicitação cíclica caracterizada por  $K_f \sigma_a$ . Nestas condições utiliza-se a expressão (24), relativa ao critério de Soderberg, sendo FS o fator de segurança [43]:

$$\frac{K_f \cdot \sigma_a}{\sigma_{fo}^c} + \frac{\sigma_m}{\sigma_{ced}} = \frac{1}{FS} \quad (24)$$

De salientar que, no caso de materiais frágeis,  $K_f$  deve multiplicar não só  $\sigma_a$  mas também  $\sigma_m$ , sendo a equação (24) reescrita, substituindo  $\sigma_m$  por  $K_f \sigma_m$ , dando origem à seguinte equação [43]:

$$\frac{K_f \cdot \sigma_a}{\sigma_{fo}^c} + \frac{K_f \cdot \sigma_m}{\sigma_{ced}} = \frac{1}{FS} \quad (25)$$

### 2.2.9 Propagação de Fendas de Fadiga

Quando se pretende conhecer a resistência à fadiga de componentes que quando postos em serviço não contêm qualquer defeito, pode-se utilizar critérios baseados nas curvas S-N e no conceito de tensão limite de fadiga, caso o carregamento seja macroscopicamente linear elástico. No entanto, existem situações nas quais é detetado um determinado defeito em serviço e pretende-se conhecer qual o comportamento que o mesmo terá com a continuação do serviço. Por esta razão, é importante caracterizar a velocidade de propagação de fendas de fadiga [43].

A iniciação de fendas de fadiga vai ocorrer numa zona do componente onde haja concentração de tensões, podendo-se considerar que a concentração de tensões é provocada por um entalhe. A concentração de tensões irá gerar uma zona de plastificação localizada, no seio de uma região elástica [46].

Verifica-se que no caso de o raio na raiz do entalhe ser nulo,  $K_t$  toma um valor infinito. Para caracterizar o estado de tensão e deformação na vizinhança da extremidade de uma fenda, o conceito de fator de concentração de tensões não permite fazer a distinção entre diferentes condições de carregamento e geométricas. Considerando o caso de uma placa tracionada que contém uma pequena fenda central ou a mesma placa com uma fenda que vai praticamente de um lado ao outro, é perceptível que no primeiro caso, a placa pode suportar uma solicitação remota de tração perpendicular à fenda, de valor certamente maior do que o necessário para provocar a rotura no segundo caso. Neste caso,  $K_t$  teria um valor infinito em ambos os casos, razão pela qual se verifica que este fator não descreve o estado mecânico resultante da presença da fenda. Por esta razão, surge o conceito de fator de intensidade de tensão,  $K_I$ , que caracteriza o campo elástico de tensões num ponto  $(r, \theta)$  da vizinhança da extremidade da fenda, através das equações seguintes, tal como observado na Figura 39 [43]:

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \left( 1 + \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (26)$$

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \left( 1 - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \right) \quad (27)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \frac{3\theta}{2} \quad (28)$$

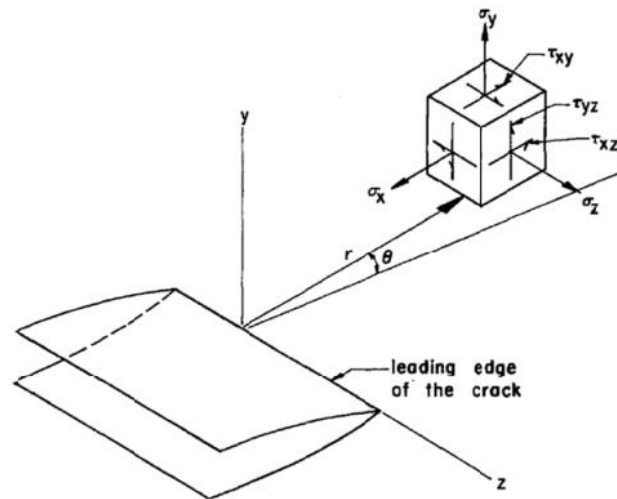


Figura 39: Componentes do estado de tensão na vizinhança da extremidade de uma fenda [43].

As equações (26), (27) e (28) são designadas por equações Irwin-Westergaard, sendo estas uma boa aproximação na região distante até aproximadamente  $a/10$  da extremidade da fenda. Esta região, de comprimento  $a/10$ , deverá ser pelo menos da ordem do tamanho de grão do material [43].

No caso de uma placa infinita tracionada uniformemente por uma tensão  $\sigma$  perpendicular à fenda central de comprimento  $2a$ , o fator de intensidade de tensões é dado pela equação seguinte [43]:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (29)$$

Para o caso geral de qualquer componente com fenda, o  $K_I$  é dado pela equação seguinte [43]:

$$K_I = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (30)$$

sendo  $a$  a dimensão da fenda,  $\sigma$  a tensão remota aplicada e  $Y$  um fator adimensional função da geometria e tipo de carregamento. Numa estrutura fissurada, quando  $K_I$  atinge o valor  $K_{IC}$ , da tenacidade do material, a fenda pré-existente propaga-se de forma instável [43].

De notar que uma estrutura considerada satisfatória pode, passado um certo período de serviço, vir a sofrer rotura porque um defeito inicial existente pode ter propagado lentamente até atingir dimensões críticas. A propagação estável, subcrítica, de fendas pode ocorrer quando o componente ou estrutura é sujeito a uma das seguintes solicitações [43]:

- Solicitação cíclica, na ausência ou presença de um ambiente corrosivo (fadiga e fadiga-corrosão);
- Solicitação estática, na presença de um ambiente corrosivo (corrosão sob tensão);
- Solicitação estática ou cíclica a elevadas temperaturas, que provoca fissuração por fluência ou interações fadiga-fluência [43].

Estes processos são designados estáveis ou subcríticos, uma vez que as dimensões da fenda aumentam lentamente com o número de ciclos aplicado, ou com o tempo de aplicação da solicitação. Após um determinado intervalo de tempo, podem estar reunidas as condições para propagação instável, por ser satisfeita a condição dada pela equação seguinte [43]:

$$K_I = Y \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} = K_{IC} \quad (31)$$

No caso dos materiais de elevada ductilidade e tenacidade, o fenómeno de instabilidade plástica pode ocorrer devido ao facto de a secção remanescente após o crescimento estável do defeito ser insuficiente para transmitir os esforços a que está sujeita [43].

### **2.2.10 Mecanismo do Processo de Fadiga**

O processo de fadiga engloba uma degradação evolutiva dos materiais quando sujeitos a um carregamento dinâmico. Normalmente, quando é feito o estudo de fadiga, analisa-se de forma independente, cada um dos carregamentos cíclicos a que o componente está sujeito. Posteriormente, utilizam-se modelos de acumulação de dano, que contabilizam o efeito da interação dos diversos carregamentos. Para cada carregamento cíclico, é usual quantificar a vida à fadiga como o número de ciclos que o material suporta até atingir a rotura,  $N_f$  [46].

Até atingir a rotura por fadiga, o material passa por duas fases distintas, a iniciação e a propagação da fenda, senda estas fases descritas na Figura 40 [47]:

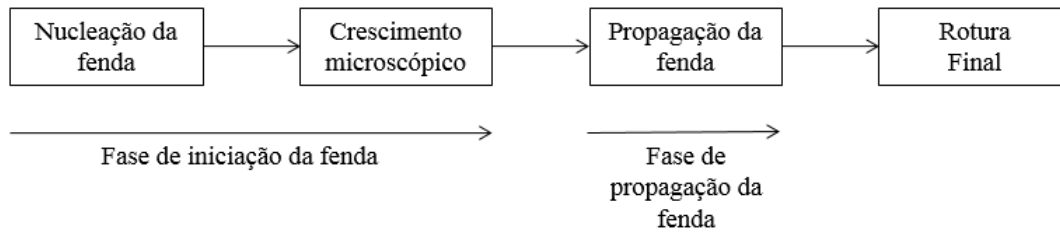


Figura 40: Fases do processo de fadiga [47].

Apesar de não existir um consenso no que toca à separação entre estes dois períodos, normalmente distingue-se a vida despendida em cada um deles. É usual associar a separação entre os períodos de iniciação e de propagação à dimensão característica da fenda medida a partir da raiz do entalhe, comprimento ou profundidade da fenda,  $a_i$ . Há várias hipóteses para este valor vindas de diferentes investigadores, sendo as mais simples as apresentadas se seguida [46]:

- Em problemas de engenharia, considerar 0.25 mm;
- Para entalhes pouco severos e tensões nominais baixas, a vida despendida no período de iniciação não é significativamente alterada quando  $a_i$  varia entre 0.15 e 0.25 mm [46].

Assim, a vida à fadiga de um determinado componente é muitas vezes contabilizada como sendo a soma do número de ciclos de iniciação,  $N_i$ , até esta atingir uma dimensão,  $a_i$ , e o número de ciclos de propagação,  $N_p$ , despendida no crescimento dessa fenda desde a dimensão inicial,  $a_i$ , até à dimensão final,  $a_f$ , tal como representado na equação seguinte [46, 47] :

$$N_f = N_i + N_p \quad (32)$$

#### 2.2.10.1 Fases do Mecanismo de Fadiga

De um modo geral, o mecanismo de dano por fadiga pode ser dividido em três fases, tal como se apresenta de seguida [43]:

i) Nucleação ou iniciação da fenda de fadiga: verifica-se, normalmente, na superfície do corpo, uma vez que é nesta zona que o efeito da concentração de tensões é máximo. Além disso, os cristais da superfície têm menos constrangimentos à deformação do que os do interior do



material e por isso estão mais sujeitos à ocorrência de deformação plástica sob tensão. É também na superfície que se verifica o possível efeito nocivo do meio ambiente [43]. A dureza, a rugosidade e as tensões residuais são os três aspetos da superfície que mais afetam o comportamento em fadiga [37]. Esta etapa é muito reduzida, no caso da fadiga oligocíclica, sendo apenas 10% da vida total, sendo a maior parte da vida do componente utilizada na propagação [48]. No caso da fadiga de longa duração e na fadiga *gigacycle*, o tempo de vida da peça é maioritariamente ocupado pela fase de iniciação da fenda, sendo esta ocupação superior a 90% na fadiga de longa duração e atingindo os 99% na fadiga *gigacycle* [36]. As fendas de fadiga crescem muito lentamente durante a fase de nucleação. As fendas podem deixar de crescer por completo devido à relaxação de tensões (se estas fendas tiveram iniciado a partir de um entalhe severo), devido a alguma forma de envelhecimento por deformação ou devido à ação ambiental [38]. O crescimento microscópico da fenda é fortemente influenciado por fatores que alteram as características do escorregamento, como o carregamento, o ambiente, as variáveis da microestrutura e a composição química [46]. No caso da fadiga de curta duração e na fadiga de longa duração, a fenda inicia-se na superfície da peça ao passo que, no caso da fadiga *gigacycle*, a iniciação da fenda ocorre maioritariamente no interior da peça, podendo também ocorrer na superfície da mesma quando não existem defeitos no seu interior ou existem demasiados na superfície [36].

ii) Propagação da fenda: após ser iniciada, a propagação da fenda ocorre em três fases, tal como observado na Figura 41. A fase I, correspondendo a fendas de comprimento muito pequenos, consiste num crescimento a 45° relativamente à direção da solicitação. Isto corresponde à propagação do defeito inicial em planos sujeitos a valores elevados da tensão de corte. Na fase II, tal como é observado na Figura 41, a fenda tende a propagar-se perpendicularmente à solicitação externa, sob influência da tensão normal, sendo esta fenda já visível à vista desarmada. A transição I-II é geralmente atribuída à redução do quociente tensão de corte e tensão normal na vizinhança da extremidade da fenda. Nesta fase, a velocidade de propagação é função da amplitude do fator de intensidade de tensão. Quando é atingido um valor crítico do comprimento da fenda, dá-se a rotura instável final. Na fase II podem surgir estrias perpendiculares à direção de propagação, especialmente em materiais dúcteis [43, 47] .

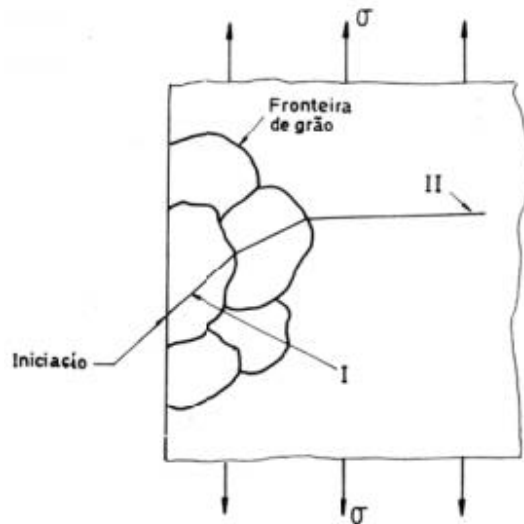


Figura 41: Fases do processo de crescimento de uma fenda de fadiga [43].

iii) Rotura final: ocorre quando o comprimento da fenda excede um comprimento crítico, de forma espontânea, quando o material restante na secção transversal deixa de ser capaz de suportar um novo ciclo de tensão aplicada. A área da secção resistente final pode corresponder a uma fração muito elevada ou muito pequena da área da secção total da peça [37]. Durante esta fase, a taxa de crescimento das fendas aumenta rapidamente e torna-se instável à medida que a rotura se aproxima. Esta instabilidade, no caso dos metais de alta resistência e baixa tenacidade, deve-se ao pico do fator de intensidade de tensões igualar a tenacidade à fratura do material,  $K_{Ic}$ . No caso dos metais dúcteis, a instabilidade é devida às tensões máximas igualarem as tensões de cedência do material, dando origem a um processo de deformação plástica na secção resistente [38].

Uma examinação microscópica cuidada da superfície exterior do material, depois de um carregamento cíclico, vai revelar uma rugosidade existente mesmo antes de qualquer fenda se formar. Usando elevadas ampliações, é possível identificar intrusões e extrusões que se formam depois de um ciclo, tal como observado na Figura 42 (a). Estas intrusões e extrusões são o resultado de deslizamentos irreversíveis do material em múltiplos planos durante as reversões de compressão e tração, tal como indicado na Figura 42 (b) [37]:

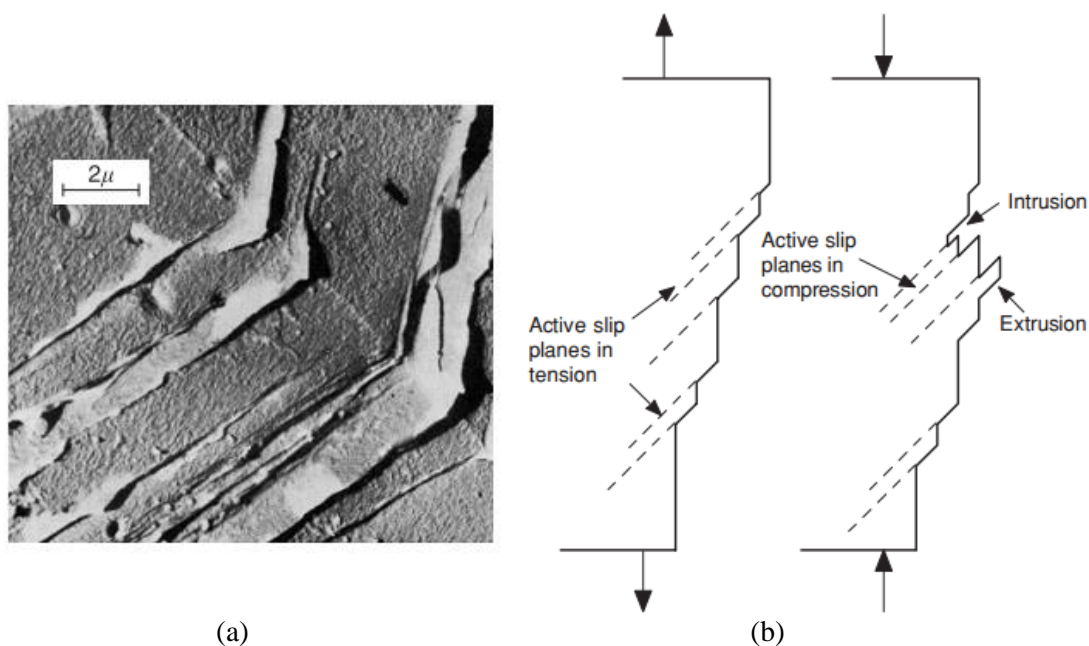


Figura 42: (a) Intrusões e extrusões na superfície formadas por uma deformação cíclica, correspondentes a bandas de deslizamento irreversíveis sob a superfície; (b) esquema onde é visível o efeito das intrusões e extrusões durante a compressão e tração [37].

É importante referir que nos casos em que já existam fendas, por exemplo após a maquinagem de um provete utilizando o processo de eletroerosão, a aplicação de uma carga cíclica leva diretamente à propagação da fenda. Assim, pode-se concluir que a presença de fendas superficiais leva a uma redução significativa na vida à fadiga [26].

#### 2.2.10.2 Crescimento das Fendas de Fadiga

Através da Figura 43 é possível ter uma melhor percepção de como ocorre o crescimento de uma fenda por fadiga, descrevendo o que se passa quando a sollicitação varia de 0 a  $\sigma$  e de novo a 0 [43]:

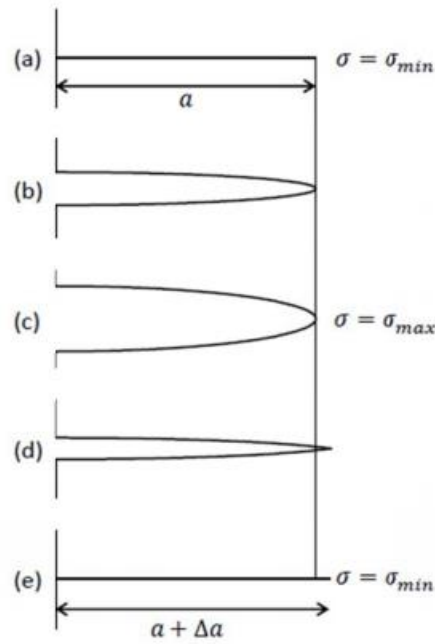


Figura 43: Representação esquemática do crescimento de uma fenda de fadiga[43].

Pela observação da Figura 43, é possível perceber que quando a solicitação é máxima, existe uma deformação plástica na extremidade da fenda. Quando a solicitação regressa ao mínimo, a fenda fecha tendo que acomodar uma pequena deformação plástica irreversível, avançando no material e passando de  $a$  para  $a + \Delta a$ . Este fenómeno deixa marcas na superfície de fratura por fadiga, as chamadas estrias de fadiga, que podem ser observadas em alguns materiais recorrendo à microscopia eletrónica [43].

Na prática é comum realizar ensaios para caracterização do crescimento da fenda por fadiga, sendo estes realizados com provetes com soluções de  $K$  conhecidas, sujeitando-os a uma solicitação cíclica e medindo (processos óticos ou elétricos) a propagação da fenda em função do número de ciclos ( $N_f$ ) tal como é visível na Figura 44 (a). A informação básica do ensaio é a curva *a versus N*, a partir da qual se obtém os valores  $da/dN$ . Da calibração  $K$  do provete também se podem obter os correspondentes valores de  $\Delta K$ , dados pela equação seguinte [43]:

$$\Delta K = Y \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (33)$$

Os resultados experimentais  $da/dN$  *versus*  $\Delta K$  têm geralmente o aspeto representado na Figura 44 (b), quando representados em coordenadas logarítmicas [43]:

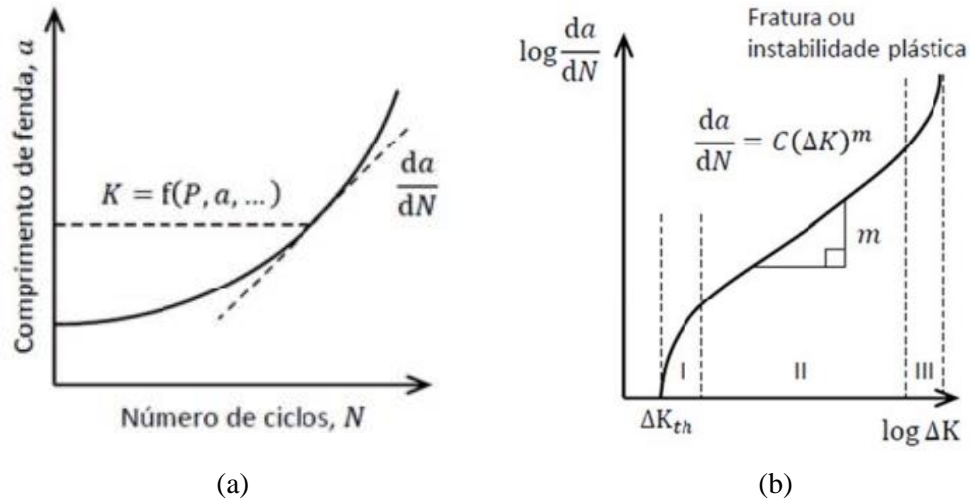


Figura 44: (a) Representação esquemática do aspeto típico da curva de propagação de uma fenda de fadiga e da determinação de  $da/dN$ ; (b) representação esquemática do aspeto típico da relação  $da/dN = f(\Delta K)$  [43].

A partir da curva representada na Figura 44 (b), é possível distinguir três regimes de propagação distintos. No primeiro, caracterizado por velocidades muito baixas de propagação, é possível definir um valor de  $\Delta K$  abaixo do qual não há propagação da fenda. Este limiar é representado por  $\Delta K_{If}$  ou  $\Delta K_{th}$ . O segundo regime é caracterizado por uma reta, e traduz-se por uma lei do tipo da equação (34). Neste regime a fenda propaga-se lentamente e de forma estável [43].

$$\frac{da}{dN} = C. (\Delta K)^m \quad (34)$$

O terceiro regime corresponde à propagação instável da fenda, ou seja, nas situações em que  $K_I$  ultrapassa o valor de  $K_{IC}$ . Quando o processo de fadiga ocorre em ambientes corrosivos, as velocidades de propagação  $da/dN$  são mais elevadas. A relação  $da/dN$  versus  $\Delta K$  depende também do valor médio da solitação, geralmente expresso pelo valor de R, e também pode depender da frequência, particularmente no caso de ambientes corrosivos [43].

### 2.2.10.3 Lei de Paris

Para determinar o número de ciclos necessários para propagar a fenda desde a dimensão  $a_0$  até  $a_f$ , basta aplicar a lei de Paris, dada pela equação (35), sendo  $C$  e  $m$  constantes do material [43].

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (Y \cdot \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a})^m \quad (35)$$

Integrando esta equação, supondo  $Y$  constante, obtém-se a equação seguinte [43]:

$$N_f = \frac{a_0^{m/2}}{C \cdot \left(\frac{m}{2} - 1\right) \cdot \Delta K^m} \cdot \left( \frac{1}{a_0^{\frac{m}{2}-1}} - \frac{1}{a_f^{\frac{m}{2}-1}} \right) \quad (36)$$

ou ainda, a equação seguinte [43]:

$$N_f = \frac{a_0^{1-\frac{m}{2}} - a_f^{1-\frac{m}{2}}}{C \cdot \left(\frac{m}{2} - 1\right) \cdot Y^m \cdot \Delta\sigma^m \cdot \pi^{m/2}} \quad (37)$$

Sendo esta expressão válida desde que  $m$  seja diferente de 2. Quando a aproximação de  $Y$  a um valor constante não for aceitável, a integração da lei de Paris terá de ser realizada por processos numéricos. De salientar que as considerações feitas até ao momento dizem respeito ao caso mais simples, de solicitações de amplitude constante. Solicitações aleatórias, bem como aquelas que correspondem a blocos de ciclos, correspondentes a diversos níveis de amplitude de solicitação, exigem refinamentos das considerações anteriores em particular no que se refere à lei de propagação de fendas que tenha em conta interações dos carregamentos [43].

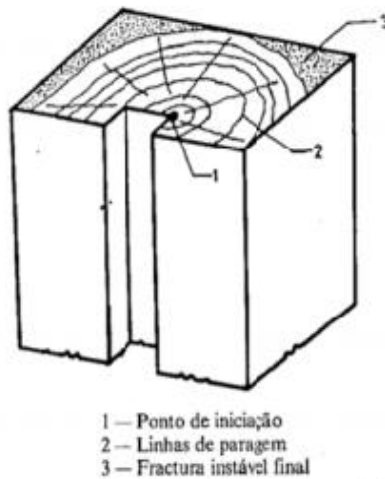
### 2.2.11 Morfologia de uma Superfície de Fratura por Fadiga

A morfologia de uma superfície de fratura por fadiga é influenciada pelos fatores que também afetam o processo de fadiga, isto é, depende do estado de tensão nomeadamente de eventuais efeitos de concentração de tensões, e meio ambiente (efeitos de alta temperatura e

meio corrosivo). As características que identificam o mecanismo de fratura podem ser divididas em duas categorias: macroscópicas e microscópicas, e são apresentadas de seguidas [43].

### **2.2.11.1 Características Macroscópicas**

Começando pelas características macroscópicas, sabe-se que uma fenda de fadiga se propaga macroscopicamente numa direção normal à direção de aplicação da carga. Em geral, a fratura por fadiga apresenta um aspeto liso, sem sinais de deformação plástica, assemelhando-se, sob esse aspeto, a uma fratura frágil. No entanto, por vezes possui marcas ou outros elementos identificadores que as distinguem daquele tipo de fraturas. Uma fenda de fadiga inicia-se em pontos de concentração de tensões cuja origem pode ser diversa (inclusão não metálica, microfendas de origem diversa, marcas de maquinagem, variações de secção). Uma vez iniciada, a fenda propaga-se lentamente e, na maior parte das vezes, esta propagação não é uniforme, processando-se num modo intermitente com zonas de crescimento rápido e zonas de crescimento lento. Este modo descontínuo de propagação origina o aparecimento, na superfície de fratura, de marcas, designadas por linhas de paragem (são características morfológicas macroscópicas de uma superfície de fratura por fadiga), que se formam quando se verificam variações da velocidade de propagação, paragens ou acelerações, por efeito de alterações do carregamento aplicado e da tensão local. Estas marcas têm geralmente a forma de uma meia-lua, tal como é possível observar na Figura 45, sendo em (a) visível o ponto de iniciação da fenda (1), as linhas de paragem (2) e a fratura instável final (3). Na Figura (b) apresenta-se o aspeto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga. As linhas de paragem, quando presentes, são geralmente côncavas em relação à origem, facilitando desta forma a identificação do ponto de iniciação da fenda. No entanto, é importante ter em conta que a presença de tensões residuais pode alterar o modo como se propaga a fenda [43]. Estas linhas de paragem são formadas durante a fase de propagação da fenda e indicam a posição da frente de fenda e a sua direção de propagação durante a vida à fadiga. É importante referir que a distância entre as marcas não representa, em geral, a distância de propagação da fenda em cada ciclo. Cada marca corresponde a alguma alteração que possa ter ocorrido durante o historial de carregamento, tal como a mudança da força de carregamento ou a ocorrência de corrosão num determinado período de tempo [37].



(a)



(b)

Figura 45: Superfícies de fratura por fadiga: (a) representação esquemática duma superfície de fratura por fadiga; (b) aspeto macroscópico de uma superfície de fratura por fadiga, sendo visíveis as linhas de paragem e nervuras [43].

Uma fenda pode, também, iniciar-se em diversos pontos dum mesmo componente, propagando-se no mesmo plano ou em planos paralelos que poderão ligar-se entre si, formando degraus tal como é possível observar na Figura 46. As linhas radiais ou nervuras são também muito comuns nas superfícies de fratura por fadiga, sendo que têm a sua origem no ponto de iniciação. Tanto as linhas de paragem como as linhas radiais são características macroscópicas que permitem identificar o ponto de iniciação da fenda, permitindo, desta forma, corrigir futuras roturas por fadiga. A fenda de fadiga principal pode ser acompanhada de fissuração secundária ou ramificação da fenda principal seguindo uma direção normal à superfície de fratura. Quando uma fenda de fadiga atingir dimensões críticas, para a tenacidade do material e tensão aplicada, dá-se o colapso instável do componente por fratura final dúctil ou frágil. Geralmente, a fase final de rotura apresenta-se com um aspeto mais rugoso e irregular distinguindo-a da fratura por fadiga, para o caso de uma fratura dúctil [43].



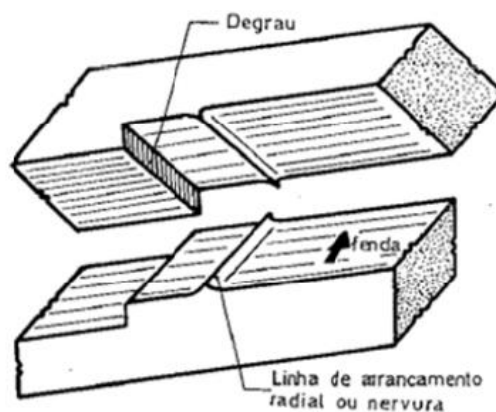


Figura 46: Representação esquemática de linhas de arrancamento radial ou nervuras e propagação de uma fenda de fadiga em planos paralelos que se ligaram através de um degrau de corte [43].

É importante referir que é possível determinar o tipo de solicitações envolvidas (quando não é conhecido) através de uma análise pós rotura da morfologia da fratura e da sua orientação. Quando predomina um estado plano de deformação, como por exemplo no caso de estados de tensão triaxial na frente da fenda, dando lugar à formação de regiões de material plastificado de pequenas dimensões por comparação com a espessura a peça, a superfície de fratura é plana e a  $90^\circ$  em relação à superfície da chapa ou do provete. Se, pelo contrário, aumenta a extensão da região plastificada, como por exemplo em chapas finas, verifica-se que o crescimento passa duma superfície plana de  $90^\circ$  para um plano inclinado a  $45^\circ$ . Quando predominam condições de estado plano de tensão, a fenda de fadiga propaga-se num plano a  $45^\circ$  relativamente à superfície do provete. Este comportamento ocorre tanto na fratura sob carregamento monotónico como em carregamento cíclico (fadiga) [43].

A propagação macroscópica de uma fenda de fadiga é constituída por diversos mecanismos de fratura, sendo que o crescimento pode depender de mecanismos de criação de estrias, coalescência de vazios, fratura frágil (*cleavage*) ou efeitos de corrosão [43].

### 2.2.11.2 Características Microscópicas

Nesta secção pretende-se abordar o tópico da microfratografia, que se refere às características microscópicas. É importante referir que a identificação macroscópica, referida até ao momento, de uma fratura por fadiga, pode ficar comprometida caso não sejam evidentes

certas características como as linhas de paragem. A microscopia eletrônica de varrimento (SEM – *scanning electron microscopy*) tem sido utilizada para revelar novas características das superfícies de fratura por fadiga que tornam possível a sua caracterização, mesmo se não existirem marcas macroscópicas. Com o auxílio do SEM, foi possível identificar uma característica comum a muitas fendas de fadiga, principalmente aquelas que se desenvolvem em planos a  $90^\circ$  relativamente à carga aplicada – as estrias. Verificou-se que uma marca macroscópica do tipo linha de paragem podia conter milhares de estrias, sendo que cada uma destas estrias é produzida por um ciclo de carga. No entanto, nem todos os ciclos produzem necessariamente uma estria. As estrias são mais facilmente encontradas em ligas de alumínio do que em aços. Na Figura 47 é possível observar duas fractografias onde são visíveis estrias de superfícies de fadiga num provete C (T) de aço S355 com uma fenda que se propaga na região termicamente afetada, quando sujeito a ensaios de fadiga com uma razão de tensão (R) de 0.1. Na Figura 47 (a) é apresentado um exemplo de medição do espaçamento entre estrias. A Figura 47 (b) corresponde à zona da fratura final onde é evidenciada uma rotura típica dúctil [43]. De notar que a designação C (T) é uma designação normalizada para provetes utilizados em estudos de mecânica da fratura. É o tipo de provete utilizado para determinar o valor de  $K_{IC}$  de acordo com a norma ASTM E647 e apresenta-se na Figura 48 um exemplo destes provetes [43].

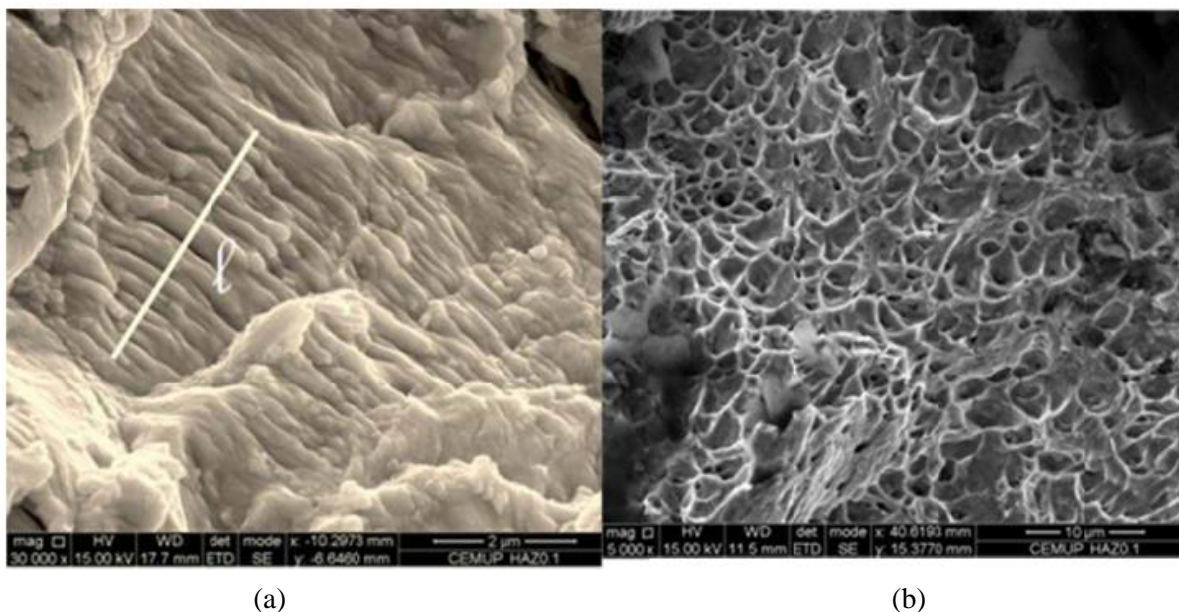


Figura 47: Fractografias de uma superfície de fratura de um provete C (T) de aço S355 com uma fenda que se propaga na região termicamente afetada, quando sujeito a ensaios de fadiga com uma razão de tensão (R) de 0.1: (a) exemplo de medição do espaçamento entre estrias; (b) zona da fratura final onde é evidenciado uma rotura típica dúctil [43].

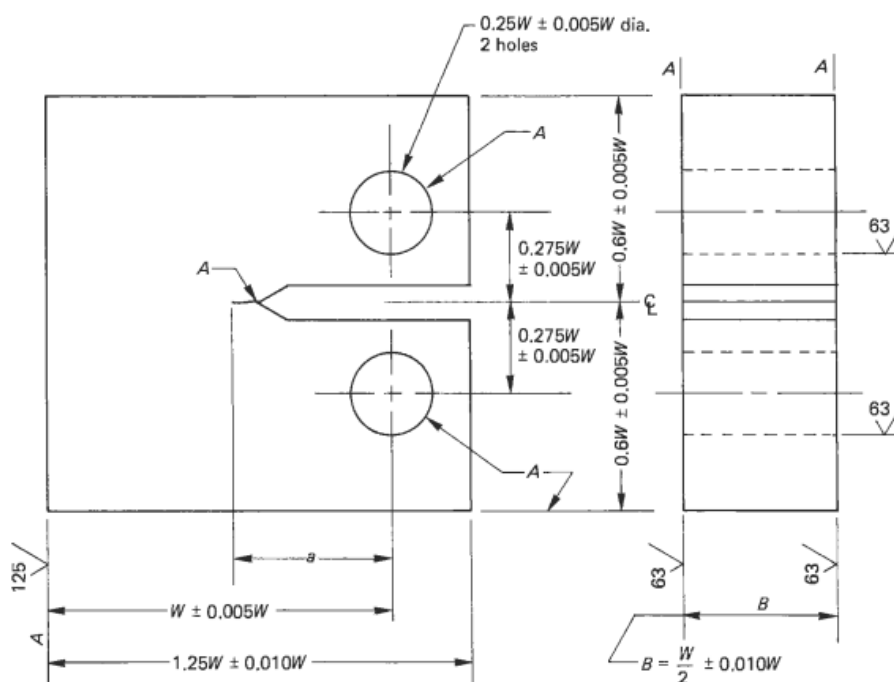


Figura 48: Provete compacto C (T) com as dimensões e tolerâncias normalizadas [38].

A fractografia é uma técnica utilizada para descrever a topografia da superfície de fratura com o intuito de avaliar as causas e mecanismos de fratura ocorrida. O registo da topografia pode ser feito a nível macroscópico (praticamente por observação simples) ou microscópico (utilizando o SEM). A observação do aspeto visual da fratura permite, na maioria das vezes, identificar o mecanismo de falha ocorrido. Cada tipo de fratura possui uma determinada morfologia específica a nível estrutural que a diferencia das restantes [49].

O procedimento para medição da distância entre as estrias, designada por  $s$ , em fotografias obtidas por microscopia eletrónica, consiste em identificar um ou mais segmentos de reta, na direção perpendicular às estrias, e dividir o comprimento do segmento considerado pelo número de estrias identificadas, tal como observado na Figura 47 (a) e como indicado na equação seguinte [43]:

$$s = \frac{l}{\text{número de estrias}} \quad (38)$$

É importante notar que embora a presença de estrias na superfície de fratura constitua uma prova irrefutável de uma fenda de fadiga, pode verificar-se o crescimento de fendas de

fadiga sem formação de estrias. A formação de uma estria é composta por uma extensão da fenda durante o carregamento seguida da definição da estria por deformação plástica e alongamento durante a fase de descarregamento, tal como é possível observar na Figura 49 e de acordo com o modelo de Pelloux [43]:

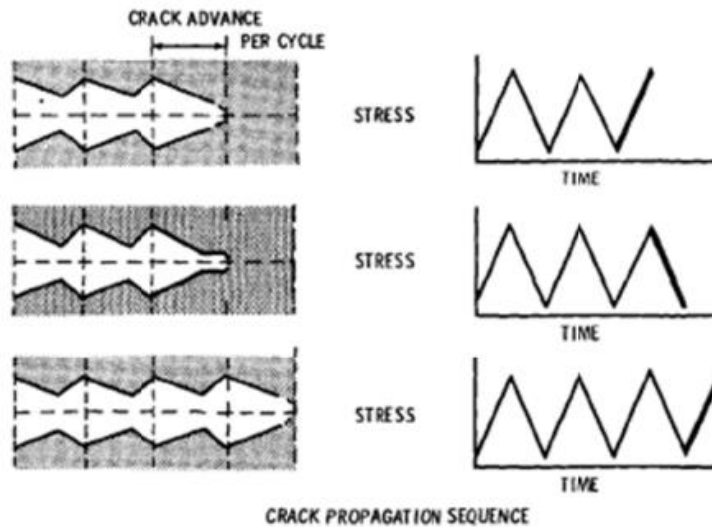


Figura 49: Representação esquemática da formação de estrias do tipo dente de serra, sendo que o avanço apenas ocorre durante o crescimento da carga [43].

Uma superfície de fadiga pode não apresentar quaisquer estrias como pode apresentar estrias dúcteis e/ou frágeis, como ainda pode apresentar outras morfologias como facetas de clivagem. Na fase I, referido na Secção 2.2.10.1, existem pequenas velocidades de propagação e, quando a propagação da fenda segue um processo de deslizamento, segundo os planos de máxima tensão de corte, não se verifica a formação de estrias. Quando o processo de estriação ocorre nos aços de alta resistência, o processo é mal definido e de difícil observação. A fase II de propagação é geralmente acompanhado de formação de estrias do tipo dúctil ou frágil ou, em alguns casos, podem coexistir os dois tipos. As estrias do tipo dúctil estão presentes na maior parte dos materiais dúcteis e caracterizam-se pela formação de duas superfícies conjugadas simétricas, tal como indicado na Figura 50. As estrias do tipo frágil são produzidas em certos materiais de elevada dureza, por clivagem (forma através da qual os materiais se fragmentam ao longo de planos bem definidos) na extremidade da fenda seguida de uma relaxação plástica à medida que a concentração de tensões aumenta [50].

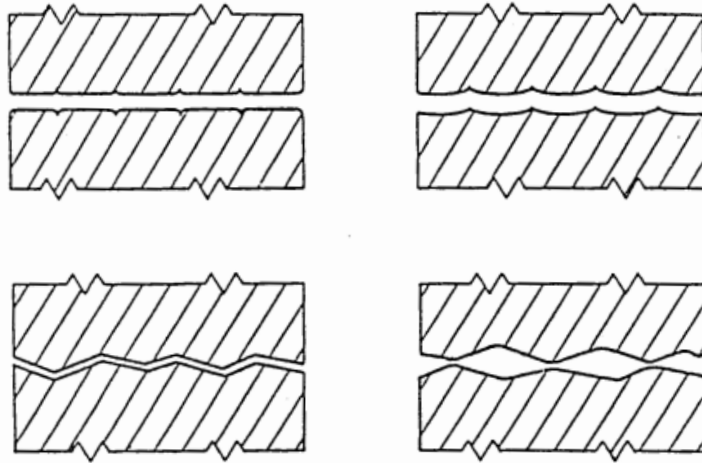


Figura 50: Esquema da morfologia das estrias do tipo dúctil [50].

Quando a velocidade de fissuração é muito elevada, os processos de descoesão estática, como é a clivagem, são preferenciais à formação de estrias. No caso dos aços, a formação de estrias está limitada a um domínio de velocidade de propagação da ordem dos  $10^{-5}$  mm/ciclo, e no caso das ligas de alumínio, a  $10^{-3}$  mm/ciclo. Para valores inferiores ao referido, coexistem zonas com estriação e zonas sem estriação, sendo que mesmo nestas condições, a formação das estrias está dependente de outros fatores como a orientação dos planos cristalográficos, o meio, a frequência da sollicitação, entre outros [50].

### **2.2.12 Tipos de Fratura**

Ao longo dos tempos têm-se vindo a desenvolver e a preferir materiais com uma elevada tensão de cedência. No entanto, uma alta tensão de cedência é geralmente acompanhada por uma baixa ductilidade e baixa tenacidade. A tenacidade é a energia absorvida na fratura. Um material com uma alta resistência tem uma baixa tenacidade porque pode ser sujeito a tensões mais elevadas. A tensão necessária para causar fratura pode ser alcançada antes de ocorrer elevada deformação plástica. O esquema representado na Figura 51 permite verificar que o aumento das taxas de carregamento, a presença de entalhes e a diminuição de temperatura reduzem a ductilidade. Estes fatores aumentam o nível de tensão requerido para o escoamento plástico de modo que as tensões necessárias à rotura sejam alcançadas para deformações mais baixas. Quando se tenta aumentar a tensão de cedência, geralmente acaba-se por diminuir a

tenacidade do material. É sempre necessário uma certa tenacidade para prevenir a falha em serviço e também é necessária alguma capacidade de deformação plástica para absorver energia [37].

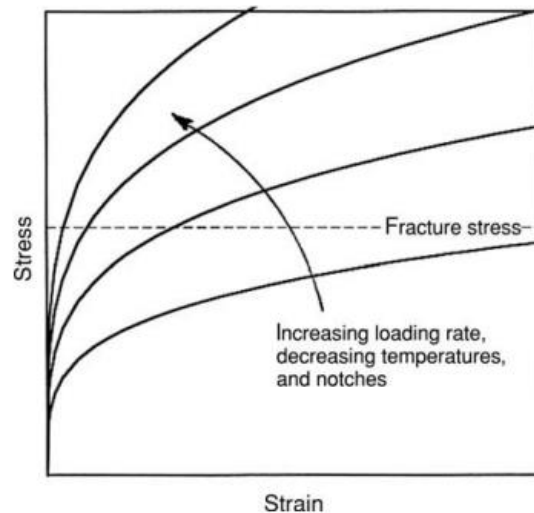


Figura 51: Relação entre a tensão, deformação e a tensão de fratura [37].

A fratura pode ser classificada de diversas formas, podendo ser descrita como dúctil ou frágil, dependendo da quantidade de deformação que a precede. A falha também pode ser descrita como intergranular ou transgranular, dependendo da trajetória da fenda. Os termos clivagem, cisalhamento e coalescência de micro vazios são utilizados para identificar mecanismos de falha. De referir que estes termos não são mutuamente exclusivos, por exemplo, uma fratura frágil pode ser intergranular ou pode ocorrer por clivagem [37].

A ductilidade de um material descreve a quantidade de deformação que precede a fratura. Esta característica pode ser expressa como uma percentagem de alongação ou como uma percentagem de redução de área num teste de tração. Durante estes testes, a falha ou fratura pode ocorrer de diversas formas, tal como observado na Figura 52, sendo que em (a) a rotura ocorre por estrição, em (b) a rotura ocorre numa superfície normal ao eixo de tração e em (c) a fratura dá-se por cisalhamento [37]:

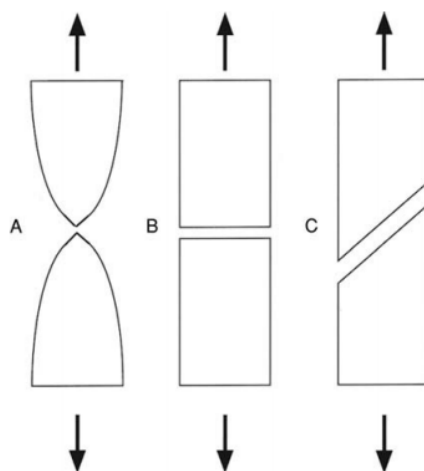


Figura 52: Modos de fratura: (a) ruptura por estrição; (b) fratura segundo uma superfície normal ao eixo de tração; (c) fratura por cisalhamento [37].

#### 2.2.12.1 Fratura Dúctil

A falha num teste de tração de um material dúctil ocorre depois de o máximo carregamento ser atingido e a estrição ter ocorrido. Neste caso, a fratura geralmente começa pela nucleação de microvazios no centro do “pescoço” onde a tensão hidrostática é maior. À medida que a deformação continua, estes vazios internos crescem e a fratura começa no centro do provete. Com a contínua alongação, esta fratura interna cresce até que a margem exterior não possa suportar mais a carga e dá-se o cisalhamento súbito, tal como observado na Figura 53 [37]. Esta falha geral é muitas vezes designada por fratura de “copo” (*cup*) e “cone”, tal como observado na Figura 54, sendo perceptível que a primeira imagem é referente ao “copo” e a segunda ao “cone” [37].

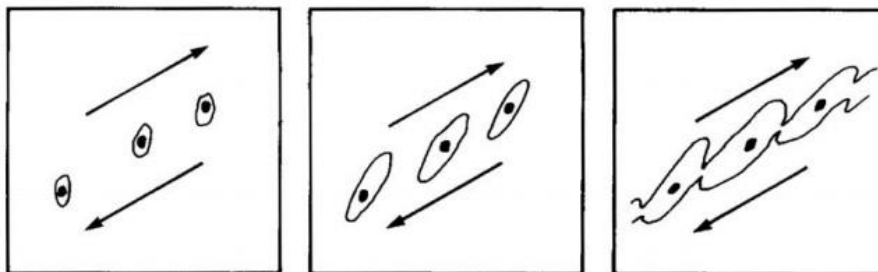


Figura 53: Esquema ilustrativo da formação e do crescimento de micro espaços vazios durante o cisalhamento e a sua ligação por estrição dos ligamentos entre eles [37].

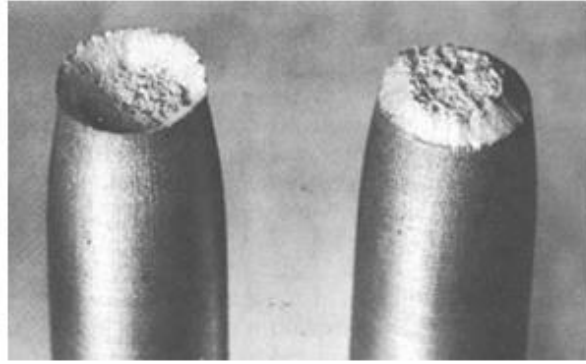


Figura 54: Fratura copo e cone (à esquerda e à direita respectivamente) num ensaio de tração de um material dúctil [37].

De salientar que a ductilidade é fortemente dependente do teor de inclusões do material. Com o aumento das inclusões, a distância entre os espaços vazios diminui e por isso é mais fácil para elas se unirem e desta forma, a ductilidade acaba por diminuir [37].

#### **2.2.12.2 Fratura Frágil**

Em alguns materiais a fratura pode ocorrer por clivagem. Este tipo de fratura ocorre em certos planos cristalográficos (planos de clivagem) que são característicos da estrutura do cristal. Pensa-se que a clivagem ocorre quando a tensão normal ( $\sigma_n$ ) através do plano de clivagem atinge um valor crítico ( $\sigma_c$ ). Assim, a clivagem ocorre quando  $\sigma_n = \sigma_c$  ou quando se verifica a igualdade presente na equação seguinte [37]:

$$\sigma_a = \frac{\sigma_c}{\cos \phi^2} \quad (39)$$

com  $\sigma_n$  e  $\sigma_a$  apresentados esquematicamente na Figura 55 [37].



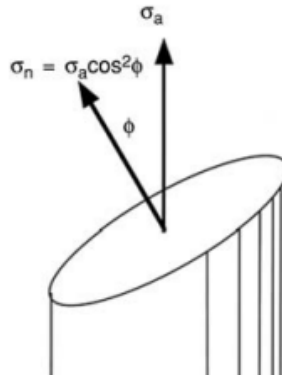


Figura 55: Plano de clivagem e a tensão aplicada [37].

e sendo  $\sigma_n$  dado pela equação seguinte:

$$\sigma_n = \sigma_a \cdot (\cos \phi)^2 \quad (40)$$

Numa observação 3D constata-se que os planos de clivagem de um grão de um policristal não se unem com os planos de clivagem num grão vizinho. Por esta razão, a fratura não pode ocorrer totalmente por clivagem. Alguns policristais possuem limites de grão frágeis, o que cria caminhos de fratura fáceis. A fragilidade dos limites de grão pode ser inerente ao material ou pode ser causado pela segregação de impurezas para os limites de grão [37].

Com a fratura frágil, a tenacidade depende do tamanho do grão. Com a diminuição do tamanho de grão, aumenta a tenacidade e a ductilidade. Isto pode-se dever ao facto da fratura por clivagem ter de recomeçar em cada limite de grão, e com os grãos de menor tamanho, existem mais limites de grão. Diminuir o tamanho de grão, aumenta tanto a tensão de cedência como a tenacidade do material [37].

### 2.2.13 Ensaios de Fadiga - Equipamentos

Relativamente às máquinas para ensaios de fadiga, estas podem ser divididas em quatro grupos principais:

- Máquinas eletromecânicas;
- Máquinas servo-hidráulicas;

- Máquinas de ressonância.

Sendo relevante deixar claro que, para ensaios de fadiga, os provetes geralmente utilizados são maquinados para que exista uma região de menor resistência de modo a localizar a rotura [37].

Começando pelas máquinas eletromecânicas, estas foram as primeiras máquinas a surgir e foram também as máquinas utilizadas por Wöhler. Este tipo de máquinas apenas admite solicitações sinusoidais. As máquinas eletromecânicas são utilizadas para frequências de ensaios elevadas e possuem um baixo consumo de energia. Estas máquinas podem ser divididas em dois grupos distintos: máquinas de flexão rotativa e máquinas de flexão plana. As primeiras podem ainda ser divididas em flexão pura ou flexão simples, sendo que em ambos os casos é a tensão que é controlada, sendo possível observar na Figura 56 um esquema deste tipo de máquinas. As máquinas de flexão rotativa são baratas de construir, fáceis de operar e representam o método menos dispendioso de determinar tensões limite de fadiga ou a resistência à fadiga. No entanto, estas máquinas estão limitadas à fadiga de longa duração, a histórias de tensões sinusoidais e a apenas um valor de  $R$  ( $R = -1$ ). Nestes ensaios, os provetes utilizados são geralmente cilíndricos e toda a superfície está sujeita a tensões alternadas e de compressão [38]. Nas máquinas de flexão plana, o deslocamento é controlado e quando se inicia uma fenda, a tensão começa a decrescer no provete.

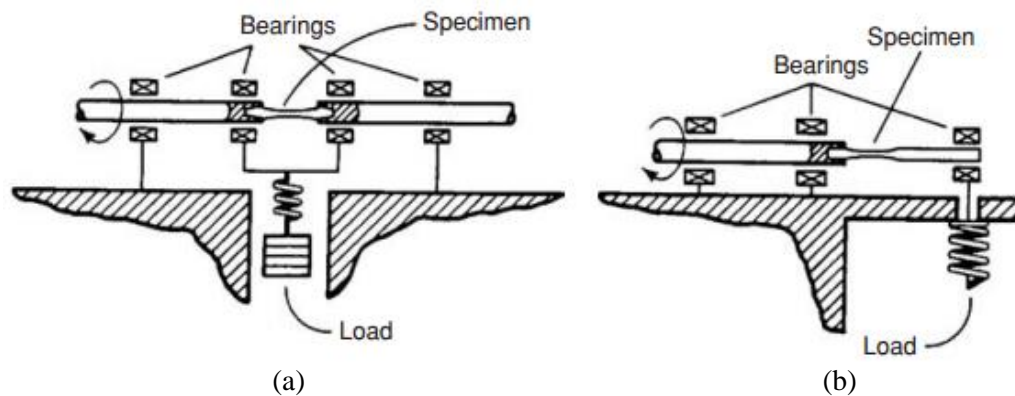


Figura 56: Dois tipos de máquinas de ensaios de fadiga de flexão rotativa: (a) flexão pura; (b) flexão simples [37].

Relativamente às máquinas servo-hidráulicas, estas permitem um controlo da tensão ou da extensão e permitem, também, uma maior diversidade de funções de tensão ou extensão.

Estas máquinas podem ser divididas em quatro grupos distintos. Máquinas de ensaios de tração/compressão; máquinas de ensaios de flexão plana; máquinas multiaxiais nas quais existe um atuador linear e um atuador angular sendo os carregamentos multiaxiais proporcionais ou não proporcionais, tal como observado na Figura 57 (a) e (b), respetivamente; e máquinas modulares sendo como exemplo de ensaios praticados nestas máquinas os ensaios de chassis de automóveis ou da fuselagem de aviões. Nas máquinas para ensaios de fadiga uniaxiais não existem as limitações referidas nas máquinas de flexão rotativa sendo que estas máquinas permitem ensaios em tensão controlada com razão de tensões positiva [38]. Razões de tensões negativas são frequentemente evitadas uma vez que podem induzir instabilidades nos ensaios [37]. Valores negativos de  $R$  requerem máquinas de elevada rigidez e um alinhamento preciso e o custo ainda é mais elevado se forem requeridas capacidade para fornecer formas de onda não sinusoidais, medidas de deformação e/ou ambientes especiais [38].

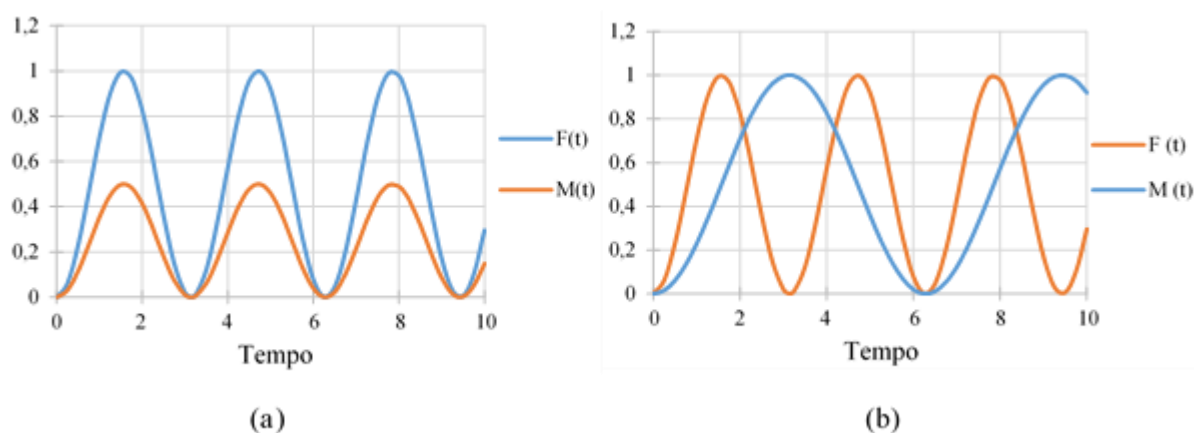


Figura 57: Solicitações multiaxiais: (a) carregamento multiaxial proporcional; (b) carregamento multiaxial não proporcional.

Passando às máquinas de ressonância, estas exploram as frequências naturais de vibração do provete, sendo as velocidades/frequências dos ensaios muito elevadas (100 Hz, por exemplo). Também é possível realizar ensaios de tração/compressão nestas máquinas.

## 2.2.14 Modelo Probabilístico da Fadiga

Até ao momento, foram referidas as curvas S-N tendo em conta uma abordagem determinística, em que as curvas representadas indicam uma probabilidade de 50% de ocorrer rotura. Nesta secção pretende-se apresentar um modelo probabilístico de fadiga no qual é

possível representar várias curvas com diferentes probabilidades de rotura do material, tendo assim uma visão mais adequada do comportamento à fadiga.

Existe uma grande necessidade de se resolverem problemas estatísticos de fadiga que surgem na literatura pois é de extrema importância a caracterização da variação das propriedades de fadiga como o desvio padrão do limite de fadiga. No mundo industrial é necessário garantir fatores de segurança de modo a evitar falhas por fadiga de componentes industriais, implicando desta forma, considerar probabilidades de rotura muito baixas [51].

A relação entre a amplitude de deformação total e a vida à fadiga medida em ciclos é geralmente dada como uma curva de deformação-vida baseada nas propostas de Basquin, para a deformação-vida elástica, e de Coffin-Manson para a deformação-vida plástica [43, 48, 52-54]. Até ao momento, a maioria dos modelos existentes são determinísticos e maioritariamente preocupados com a forma da relação  $\varepsilon$ -N para valores médios, ou são aleatórios e utilizam a distribuição normal explicitamente ou implicitamente (modelo de regressão e mínimos quadrados). Ao descuidar a natureza probabilística da fadiga, utilizando abordagens determinísticas quando as previsões de vida útil são pretendidas, podem ocorrer consequências bastante negativas para os componentes. As abordagens determinísticas só podem ser justificadas desde que o estado do conhecimento não permita desenvolver e propor modelos probabilísticos mais adequados, para uso prático. O uso de abordagens determinísticas requer a aplicação de considerações probabilísticas adicionais posteriores, nem sempre baseadas em critérios rigorosos [52].

Em geral, a análise estatística de problemas de fadiga requer uma função de distribuição estatística das variáveis relevantes. No entanto, as distribuições estatísticas para os problemas de fadiga não podem ser derivadas de descrições físicas do fenómeno de fadiga. É assim necessário encontrar uma função de distribuição estatística, sendo a mais conhecida a distribuição normal (distribuição gaussiana). Assim sendo, Schijve [51] realizou um estudo comparativo entre três distribuições estatísticas, utilizadas na análise do comportamento à fadiga, sendo elas a distribuição log normal, a distribuição Weibull com três parâmetros e a distribuição logNormal com argumento  $(N-N_0)$ . Neste estudo, este investigador realizou uma análise das diversas fontes de dispersão que influenciam os resultados experimentais de fadiga e o comportamento à fadiga de estruturas em serviço, ou seja, os níveis de dispersão associados à curva S-N, a dispersão associada a carregamentos de amplitude variável, dispersão associada ao efeito de tamanho, dispersão associada às variáveis de produção, dispersão associada às

variabilidades no material e dispersão nos espectros de carga. Neste estudo, chegou-se à conclusão que as três distribuições inumeradas anteriormente apresentavam desempenhos similares, no entanto nenhuma corresponde verdadeiramente à distribuição dos resultados de fadiga, sendo esta distribuição desconhecida. Outro aspeto interessante referido neste estudo é o facto do uso das distribuições para realizar extrapolações para baixos níveis de probabilidade de rotura não estar fundamentado com resultados experimentais [51].

Na literatura, têm sido propostos diferentes modelos intuitivos (parabólico, hiperbólico, exponencial, linear, etc.) para ajustar dados experimentais da vida à fadiga. No entanto, alguns destes modelos, não conduzem a modelos físicos válidos, ou seja, com validade independentemente das unidades de medida das diferentes variáveis envolvidas [55].

O modelo de Weibull é descrito através da equação (41) [55]:

$$p = F(x, \lambda, \delta, \beta) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{x - \lambda}{\delta} \right)^\beta \right] \quad (41)$$

sendo  $x \geq \lambda$  e  $-\infty < \lambda < \infty$ ,  $\delta > 0$ ,  $\beta > 0$  e onde  $F(x, \lambda, \delta, \beta)$  representa a probabilidade do evento  $X \leq x$ , e  $\delta$ ,  $\lambda$  e  $\beta$  são o parâmetro de escala, parâmetro de localização (limite inferior ou valor mínimo possível da variável aleatória  $x$ ) e parâmetro de forma, respetivamente [55].

Alguns autores pretenderam relacionar os modelos para casos de tensão-vida e deformação-vida, para os quais tinham sido previamente utilizados modelos muito diferentes [56].

Outros investigadores foram propondo diversos modelos para tentar analisar e estimar a vida à fadiga. Castilo e Fernández-Canteli [57] propuseram dois modelos probabilísticos alternativos para a fadiga, baseados nas distribuições de Weibull ou Gumbel. O primeiro permite a descrição dos campos  $p$ - $\sigma$ - $N$  ou  $p$ - $\varepsilon$ - $N$  e o segundo será referido mais à frente nesta secção. Este modelo assenta na expressão (42) e assume que a vida à fadiga,  $N_f$ , para uma determinada amplitude de deformação, e a amplitude total de deformação,  $\varepsilon_a$ , para um determinado tempo de vida, são variáveis aleatórias compatíveis de tal modo que foi deduzido um modelo deformação-vida com exatamente a mesma forma do modelo da tensão-vida. Este modelo fornece uma definição probabilística analítica do campo de deformação-vida, através

de percentis que estabelecem uma determinada probabilidade de rotura, tanto nas regiões de fadiga de curta duração como em fadiga de longa duração [56, 57].

$$p = F(N_f^*; \varepsilon_a^*) = 1 - \exp \left\{ - \left[ \frac{\log \left( \frac{N_f}{N_0} \right) * \log \left( \frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_{a0}} \right) - \lambda}{\delta} \right]^\beta \right\} \quad (42)$$

Sujeita à condição  $\log(N_f/N_0) * \log(\varepsilon_a/\varepsilon_{a0}) \geq \lambda$  e com [56, 57]:

- p: probabilidade de rotura;
- $F(N_f^*, \varepsilon_a^*)$ : distribuição acumulada de  $N_f^*$  dado  $\varepsilon_a^*$  ou a distribuição acumulada de  $\varepsilon_a^*$  dado  $N_f^*$ ;
- $N_0$ : valor limite de vida à fadiga;
- $\varepsilon_{a0}$ : limite de fadiga de  $\varepsilon_a$ ;
- $\lambda$ ,  $\delta$  e  $\beta$  são parâmetros adimensionais do modelo de Weibull, já referidos [57].

O modelo descrito pela equação (42) pode ser utilizado para descrever resultados de ensaios de fadiga de provetes lisos, tanto em controlo de tensão como em controlo de deformação. O modelo assim identificado pode também ser utilizado na modelação do comportamento à fadiga de detalhes estruturais. De salientar que é possível utilizar a equação (42) com valores de tensão em alternativa às deformações, dependendo daquilo que é pretendido. O campo p- $\sigma$ -N é influenciado pela razão de tensões mas o campo básico definido pela equação (42) não permite contabilizar os efeitos das razões de tensões [58].

A compatibilidade necessária entre as funções de distribuição acumulada para a vida à fadiga numa determinada gama de tensões e uma gama de tensões num determinado tempo de vida é cumprida como um pré-requisito indispensável que permite estabelecer uma equação funcional. A sua solução fornece dois modelos possíveis de Weibull para valores mínimos [59]:

$$\textbf{Modelo I: } F(N; \Delta\sigma) = 1 - \exp \left\{ - \left[ \frac{(\log N - B) * (\log \Delta\sigma - C) - \lambda}{\delta} \right]^\beta \right\} \quad (43)$$

sendo  $(\log N - B) * (\log \Delta\sigma - C) \geq \lambda$ .

$$\textbf{Modelo II: } F(N; \Delta\sigma) = 1 - \exp \left\{ - \left[ \frac{(\log N - B) * (\log \Delta\sigma - C)^\gamma}{\delta} \right]^\beta \right\} \quad (44)$$

sendo  $\log N \geq B$ ;  $\log \Delta\sigma \geq C$ .

Onde B é um valor limite da vida útil, C é o limite de resistência ou limite de fadiga quando N tende para  $\infty$ ,  $\lambda$ ,  $\delta$ ,  $\beta$  são os parâmetros de localização, escala e forma, respetivamente, e  $\gamma$  é um parâmetro que ajusta a normalização do domínio S-N [59].

Se o limite inferior dos resultados, representado pelo parâmetro de localização ( $\lambda$ ) no modelo de Weibull, poder ser relaxado, então um modelo de Gumbel pode ser assumido como um caso limite do modelo de Weibull, que toma a forma das equações (45) e (46) [59]:

$$\textbf{Modelo I: } F(N; \Delta\sigma) = 1 - \exp \left[ - \exp \left( \frac{(\log N - B) * (\log \Delta\sigma - C) - \lambda}{\delta} \right) \right] \quad (45)$$

Sendo  $(\log N - B) * (\log \Delta\sigma - C) \geq \lambda$ .

$$\textbf{Modelo I: } F(N; \Delta\sigma) = 1 - \exp \left[ - \exp \left( \frac{(\log N - B) * (\log \Delta\sigma - C)^\gamma}{\delta} \right) \right] \quad (46)$$

Sendo  $\log N \geq B$ ;  $\log \Delta\sigma \geq C$ .

Estes modelos, representados pelas equações (45) e (46), têm a vantagem de necessitarem de menos um parâmetro do que o modelo de Weibull [59]. É importante referir que a distribuição de Weibull tende para a distribuição de Gumbel (caso limite) quando o parâmetro  $\beta$  tende para infinito. Sendo que quando este parâmetro é superior a 5, as distribuições são muito similares [52].

Na Figura 58 é possível observar um campo genérico p- $\epsilon$ -N [57]:

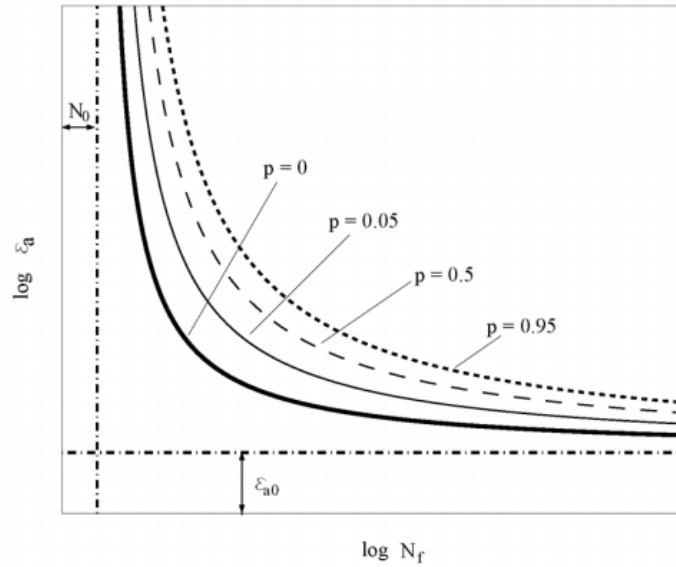


Figura 58: Campo p-ε-N descrito pelo modelo probabilístico proposto por Castillo-Canteli [57].

O modelo probabilístico deformação-vida foi proposto com base num conjunto de pressupostos estatísticos e físicos, de acordo com as etapas que se apresentam de seguida. Para se chegar ao modelo de fadiga de Weibull baseado nas deformações ( $\epsilon$ -N), é necessário seguir alguns passos importantes. Em primeiro lugar é essencial identificar as variáveis envolvidas, sendo que apenas o conhecimento físico do problema torna a sua identificação possível, daí este passo ser de natureza física. Este tipo de problemas de fadiga envolvem cinco variáveis iniciais independentes sendo elas: a probabilidade de rotura por fadiga ( $p$ ) de um componente quando sujeito a  $2N_f$  reversões com uma determinada amplitude de deformação, o número de ciclos até à rotura ( $N_f$ ), o valor limite de  $N_f$  ( $N_0$ ), a amplitude de deformação ( $\epsilon_a$ ) e o limite de fadiga abaixo do qual a rotura por fadiga não ocorre ( $\epsilon_{a0}$ ); sendo que entre estas variáveis existe uma relação que pode ser expressa pela seguinte equação [52]:

$$r(N_f, N_0, \epsilon_a, \epsilon_{a0}, p) = 0 \quad (47)$$

sendo  $r()$  uma função inicial desconhecida [52].

Em segundo lugar é necessário relacionar as variáveis de modo a torná-las adimensionais. Utilizando o teorema II de Buckingham, foi possível transformar as cinco variáveis iniciais em apenas três variáveis adimensionais, sendo elas  $N_f^*$ ,  $\epsilon_a^*$  e  $p$  [52]. Sendo assim, o modelo



deformação-vida representado pela equação (42) tem uma forma adimensional e revela que a probabilidade de rotura  $p$ , depende apenas do produto  $N_f^* \varepsilon_a^*$ , onde [56]:

$$N_f^* = \log(N_f/N_0) \quad (48)$$

$$\varepsilon_a^* = \log(\varepsilon_a/\varepsilon_{a0}) \quad (49)$$

Desta forma, a equação (47) pode ser reescrita de acordo com a seguinte equação [52]:

$$r(N_f, N_0, \varepsilon_a, \varepsilon_{a0}, p) = 0 \leftrightarrow s\left(\frac{N_f}{N_0}, \frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_{a0}}, p\right) \quad (50)$$

ou ainda, de acordo com a equação seguinte [52]:

$$p = q\left(\frac{N_f}{N_0}, \frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_{a0}}\right) \quad (51)$$

Sendo que  $s(\ )$  e  $q(\ )$  são funções desconhecidas que deverão ser determinadas. Consequentemente, apenas os quocientes adimensionais  $N_f^*$  e  $\varepsilon_a^*$  possibilitam determinar a probabilidade de rotura,  $p$ , de modo que  $N_f^*$  e  $\varepsilon_a^*$  ou outras funções monótonas terão de ser consideradas tais como as apresentadas nas equações seguintes [52]:

$$N^* = h\left(\frac{N_f}{N_0}\right) \quad (52)$$

$$\varepsilon_a^* = g\left(\frac{\varepsilon_a}{\varepsilon_{a0}}\right) \quad (53)$$

Em terceiro lugar, devido à natureza estatística e física deste modelo, devem-se satisfazer as condições estatísticas que de seguida se apresentam. Começando pelo princípio do elemento mais débil, esta condição estabelece que a vida à fadiga de um elemento longitudinal é a vida à fadiga mínima de cada um dos seus elementos constituintes (problema de mínimos). De seguida, tem-se a condição de estabilidade em que o tipo de função de distribuição selecionada deve ser válido para diferentes comprimentos de provetes. O comportamento limite afirma que, para incluir o caso extremo do tamanho dos elementos constituintes com comprimentos a tender

para zero, ou o número de elementos constituintes a tender para infinito, é conveniente que a família de distribuições seja assintótica, sendo as distribuições de Weibull, Gumbel e Frechet as disponíveis nesta medida [52, 60]. Quanto à condição da gama limitada, uma vez que as variáveis adimensionais têm um limite inferior finito, este deve coincidir com o limite inferior teórico da função de distribuição acumulada selecionada. Por fim, a condição da compatibilidade afirma que, no campo  $\varepsilon$ -N, a função de distribuição acumulada  $G(N^*, \varepsilon_a^*)$ , da vida útil, dada a gama de deformação, deve ser compatível com a função de distribuição acumulada da gama de deformação dada a vida,  $F(\varepsilon_a^*, N^*)$  [52].

Relativamente às condições estatísticas enumeradas anteriormente, estas permitem a definição do tipo de distribuições admissíveis. Assim, a condição comportamento limite estabelece como aceitáveis três distribuições limite, Weibull, Gumbel e Frechet, sendo que estas distribuições também satisfazem a condição de estabilidade. Quanto à condição da gama limitada, apenas a distribuição de Weibull garante que a distribuição tem um limite inferior finito, sendo que também o princípio do elemento mais fraco apenas é satisfeito na distribuição de Weibull. Chega-se assim à conclusão que a distribuição de Weibull é a única capaz de satisfazer todas as condições, sendo, por esta razão, a mais adequada para a descrição dos resultados de fadiga deformação-vida [52, 60].

Depois das condições estatísticas serem conhecidas, é possível chegar-se ao modelo que satisfaz todas estas condições. A distribuição de Weibull é a única que satisfaz as condições apresentadas até ao momento. É então possível obter a distribuição de probabilidade acumulada, dada pela equação seguinte [52]:

$$F(N^*; \varepsilon_a^*) = 1 - \exp \left\{ - \left[ \frac{(N^* - B) * (\varepsilon_a^* - C) - \lambda}{\delta} \right]^\beta \right\} \quad (54)$$

sendo [52]:

$$N^* \geq B + \frac{\lambda}{(\varepsilon_a^* - C)} \quad (55)$$

onde B é um valor limite da vida à fadiga, C representa o valor limite da amplitude de deformação,  $\lambda$  representa o parâmetro que define a posição da hipérbole correspondente ao percentil zero,  $\delta$  e  $\beta$  correspondem ao fator de escala e de forma da distribuição de Weibull de

probabilidade acumulada do campo  $\varepsilon$ -N, respetivamente. Após alguma manipulação algébrica é possível chegar-se à equação seguinte [52]:

$$F(N^*; \varepsilon_a^*) = 1 - \exp \left\{ - \left[ \frac{\log(N/N_0) * \log(\varepsilon_a^*/\varepsilon_{a0}) - \lambda}{\delta} \right]^\beta \right\} \quad (56)$$

sendo  $\log(N/N_0) * \log(\varepsilon_a^*/\varepsilon_{a0}) \geq \lambda$ .

Sendo ainda possível reescrever a equação (56), da seguinte forma [52]:

$$F(N^*; \varepsilon_a^*) = 1 - \exp \left\{ - \left[ \frac{(\log(N) - B) * (\log(\varepsilon_a^*) - C) - \lambda}{\delta} \right]^\beta \right\} \quad (57)$$

sendo  $\log N \geq B + \frac{\lambda}{(\log(\varepsilon_a^*) - C)}$ .

Onde  $B = \log(N_0)$ ,  $C = \log(\varepsilon_{a0})$ , e  $\lambda$ ,  $\delta$  e  $\beta$  são os parâmetros de Weibull. As curvas do percentil são dadas pela equação seguinte [52]:

$$N_f = \exp \left[ B + \frac{\lambda + \delta * (-\log(1 - p))^{1/\beta}}{\log(\varepsilon_a) - C} \right] \quad (58)$$

Este modelo fornece uma descrição analítica completa das propriedades estatísticas do problema físico, lidando diretamente com a deformação total. Os parâmetros  $N_0$ ,  $\varepsilon_{a0}$ ,  $\lambda$ ,  $\delta$  e  $\beta$  do modelo podem ser estimados utilizando vários métodos propostos na literatura. Este modelo apresenta algumas vantagens relativamente ao modelo convencional de Coffin-Manson, nomeadamente o facto de surgir de pressupostos estatísticos e físicos e não se basear em suposições arbitrárias empíricas, fornecendo uma definição probabilística de todo o campo deformação-vida (ou tensão-vida). Este modelo não necessita de considerar, separadamente, a deformação local plástica e a elástica e facilita a análise do dano causado por fadiga. De salientar que a abordagem do modelo de Coffin-Manson assume componentes elástica e plástica lineares num domínio logarítmico, sendo ambas as suposições razoáveis mas arbitrárias [56].

Para provetes lisos, o modelo apresentado até ao momento é válido, convertendo-se a definição probabilística analítica das curvas deformação-vida utilizando a curva tensão-

deformação cíclica. Num estudo realizado por De Jesus *et al.* [56] foi determinado o campo  $p$ - $\varepsilon$ - $N$  de uma ligação rebitada, recorrendo ao modelo de deformação-vida do material obtido com base em provetes lisos, sendo a fase de propagação de fendas desprezada no estudo. De referir que o campo  $p$ - $\sigma$ - $N$  pode também ser utilizado na correlação de resultados de ensaios de fadiga de provetes lisos ou ainda na correlação direta de resultados de ensaios de fadiga de componentes estruturais, sendo que neste último caso, o modelo é mais usado como um modelo de regressão do que como um modelo de previsão. No entanto, para provetes entalhados não existe uma correspondência explícita entre as curvas probabilísticas de deformação-vida e tensão vida. Posto isto, foi desenvolvido um modelo probabilístico de fadiga de tensão-vida para componentes entalhados. Devido à geometria deste tipo de componentes, é necessário realizar uma análise elastoplástica. Esta análise elastoplástica é realizada tendo em conta uma de duas regras: a regra de Neuber e Ramberg-Osgood ou a regra de Glinka e Ramberg-Osgood [56].

Castillo e Fernández-Canteli [57] propuseram ainda um segundo modelo probabilístico alternativo baseado nas tensões e que tinha em conta o efeito da razão de tensões ou tensões médias. Este é o segundo modelo referido anteriormente [57, 58, 61, 62].

#### **2.2.14.1 Software ProFatigue**

O *software* ProFatigue foi desenvolvido pela Universidade de Oviedo e é uma ferramenta prática importante para a derivação dos campos probabilísticos S-N e  $\varepsilon$ -N através de dados experimentais de fadiga. Este programa fornece uma estimativa dos parâmetros envolvidos na regressão probabilística do modelo de fadiga de Weibull [59]. Como tal, será utilizado na presente dissertação como uma ferramenta importante e útil no estudo do comportamento à fadiga.

Os parâmetros do modelo são estimados para qualquer conjunto de dados de fadiga, permitindo obter uma previsão probabilística da vida à fadiga em função da gama de tensões para um nível de tensão fixo ( $R$ ,  $\sigma_{\text{médio}}$ , etc.). O programa ProFatigue permite obter os parâmetros do modelo I de Weibull (equação(43)) e de Gumbel (equação (45)) a partir dos dados de fadiga disponibilizados, sendo que de seguida apenas se considera o modelo I de Weibull. Depois dos cinco parâmetros serem estimados é possível obter a expressão analítica para todo o campo S-N. As curvas de probabilidade constante podem ser interpretadas como

sendo a representação de diferentes tamanhos de fendas iniciais, para um momento desconhecido. Uma vez que o modelo é estendido a todo o domínio de Wöhler incluindo um número infinito de ciclos, é possível avaliar os resultados para fadiga de longa duração. Este programa também pode ser aplicado a diversos problemas com diferentes materiais. O programa também permite obter uma estimativa preliminar da curva S-N, ou seja, com probabilidade de rotura de 50%, quando o número de resultados experimentais é escasso (entre 5 e 10) [59].

Através deste *software*, é possível obter os parâmetros para o modelo de Weibull,  $\beta$ , B, C,  $\lambda$  e  $\Delta$ . Para o modelo de Gumbel, é possível obter os valores de B, C,  $\lambda$  e  $\Delta$ .

## **2.3 Processo de Eletroerosão e Fadiga**

Nesta secção pretende-se fazer uma revisão dos estudos que visam relacionar os parâmetros do processo de eletroerosão com o comportamento à fadiga e de que forma estes parâmetros podem ou não afetar a vida à fadiga das peças obtidas por este processo de maquinagem não convencional.

Como se sabe, cada vez mais é importante estar em constante evolução e introduzir novos materiais na indústria, materiais esses que permitem obter peças de melhor qualidade, menor custo e melhores propriedades. No entanto, estes materiais possuem elevada resistência mecânica, elevada dureza, elevada tenacidade e elevada resistência térmica pelo que é necessário recorrer-se a processos capazes de maquinar estes materiais sem problemas, uma vez que os processos tradicionais como o torneamento, a fresagem, a retificação ou a furação não são capazes de o fazer. É neste sentido que o processo de eletroerosão tem ganho importância, devido às grandes vantagens já referidas e, como tal, tem sido um dos processos preferidos quando se pretendem fabricar componentes de moldes de alta precisão, ferramentas de corte, para a produção de formas complexas e pequenos orifícios de elevada precisão dimensional, ou se pretende produzir componentes de alta resistência, como por exemplo os utilizados na indústria aeroespacial [26, 63]. O processo de eletroerosão conduz à formação de uma superfície com alguma rugosidade que irá facilitar o aparecimento de fendas na superfície da peça maquinada. O processo de eletroerosão introduz tensões residuais de tração elevadas, na superfície, que induzem, muitas vezes, danos como micro fendas na camada superficial, causando um efeito prejudicial na resistência [32, 63]. Estas tensões são responsáveis por

promover a nucleação de fendas de fadiga e acelerar a sua propagação. Pelo contrário, as tensões residuais de compressão, geradas por processos de maquinagem controlados e tratamentos superficiais, melhoram a resistência de fadiga ao atrasarem a nucleação e ao reduzirem a taxa de propagação das fendas [64]. É neste sentido que existem inúmeros estudos que investigam formas de diminuir estas fendas que podem ter efeitos bastante negativos nos componentes maquinados pelo processo de eletroerosão.

Uma vez que os componentes fabricados pelo processo de eletroerosão são sujeitos, muitas vezes, a altas temperaturas, altas tensões mecânicas e ambientes nos quais existe uma grande propensão a falha por fadiga, as fendas nas superfícies maquinadas atuam como concentradores de tensão e levam a uma redução significativa da vida à fadiga do componente em causa. Uma forma de contornar este problema, é aplicar um tratamento após o processo de maquinagem que permita remover a camada ressolidificada de modo a garantir a integridade mecânica dos componentes. No entanto, isto aumenta o tempo total do processo e, consequentemente, o custo da operação de fabrico. Por estas razões, existem diversos estudos, com diversos materiais, que procuram explicar de que forma o processo de eletroerosão afeta o comportamento à fadiga e quais as melhores formas de aumentar a vida à fadiga dos componentes [26].

No caso dos aços endurecidos com elevada resistência à tração, a resistência à fadiga é muitas vezes limitada tanto por defeitos na superfície como por defeitos interiores. Têm vindo a ser realizadas melhorias significativas nos limites de fadiga, utilizando o trabalho a frio e o processo de granalhagem. Estes tratamentos superficiais aumentam a vida à fadiga ao introduzirem tensões residuais de compressão na camada superficial. É importante notar que o nível de tensões residuais, rugosidade superficial e densidades de deslocações vão afetar a nucleação e a propagação de fendas de fadiga na superfície. A fadiga de longa duração é influenciada pela condição superficial causada pelas operações convencionais de fresagem, conformação, retificação e polimento o que tem levado à realização de investigações neste sentido [63].

O desempenho à fadiga de componentes mecânicos depende das propriedades da superfície e das regiões próximas da mesma. O limite de fadiga pode ser aumentado pelo refinamento do grão na rápida ressolidificação da camada superficial. Através de alguns estudos realizados, também foi possível verificar, que a resistência à fadiga de provetes maquinados/cortados com laser é maior do que nos provetes maquinados com eletroerosão por

fio. Também se verificou que a granalhagem aplicada aos provetes obtidos por corte por laser e por eletroerosão por fio era vantajoso no comportamento à fadiga [63].

No entanto, ainda não existem modelos quantitativos confiáveis para prever a vida à fadiga de uma amostra que foi maquinada pelo processo de eletroerosão, em fadiga de longa duração. Por esta razão, Guu e Hocheng [63] realizaram um estudo que propunha um modelo de fadiga de longa duração que permitia prever a vida à fadiga de um aço de ferramenta, tendo em conta alguns parâmetros do processo de eletroerosão, sendo utilizado, para o efeito, o aço de ferramenta para trabalho a frio AISI D2, com a composição química indicada na Tabela 1 [63]. Este aço será abordado na seção 3.1.2 com maior detalhe uma vez que será também usado no presente estudo. É interessante verificar que apesar de existirem bastantes semelhanças entre este estudo que se apresenta e o estudo que se pretende realizar na presente dissertação, o tipo de solicitação avaliado será diferente. No estudo referido os ensaios de fadiga foram realizados através de ensaios de flexão rotativa e, por esta razão, irão surgir tensões de compressão e tração ( $R = -1$ ), em comparação com os ensaios de fadiga de flexão plana em três pontos que se pretende realizar na presente dissertação, em que será usada uma razão de tensões ( $R$ ) de 0.1.

No estudo [63], o aço foi aquecido até 1030 °C durante 1 hora sendo depois temperado em nitrogénio. Após o processo de têmpera, os provetes foram revenidos quatro vezes a 520 °C durante 2 horas e arrefecidos ao ar, de modo a reduzir as tensões residuais e gerar condições iniciais idênticas. As propriedades mecânicas do aço de ferramenta AISI D2 utilizado no estudo [63] são apresentadas na Tabela 2 [63].

Tabela 1: Composição química do aço AISI D2 [63].

Elemento	C	Si	Mn	Mo	Cr	Ni	V	Co	Fe
<b>Composição mássica [%]</b>	1,5	0,3	0,3	1,0	12,0	0,3	0,8	1,8	Equilibrado

Tabela 2: Propriedades mecânicas à temperatura ambiente do aço AISI D2 [63].

Propriedade Mecânica	Valor
<b>Tensão limite de elasticidade [MPa]</b>	1302
<b>Tensão de rotura [MPa]</b>	1736
<b>Dureza [HRC]</b>	56,57

Guu e Hocheng [63] utilizaram dois tipos de provetes distintos: um polido e outro maquinado pelo processo de eletroerosão, sendo comparado o comportamento à fadiga dos dois tipos de provetes. Os provetes foram sujeitos a um tratamento térmico e, posteriormente, foram retificados. De seguida foi aplicado um polimento mecânico com pasta de diamante. A geometria e dimensões dos provetes de fadiga utilizados apresentam-se na Figura 59 [63]:

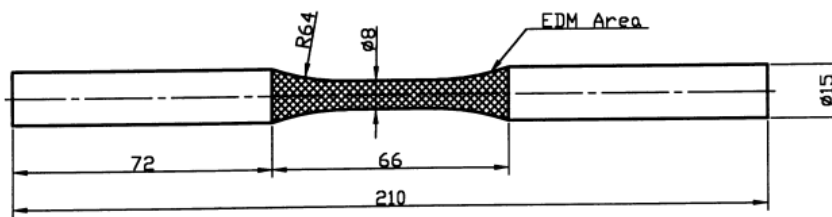


Figura 59: Geometria dos provetes de fadiga utilizadas, sendo as dimensões em mm [63].

Para preparar os provetes maquinados por eletroerosão, os provetes retificados foram maquinados utilizando diferentes correntes de impulso e tempos de duração de descarga. Apresenta-se na Figura 60 um desenho esquemático do processo de eletroerosão utilizado neste estudo [63]:

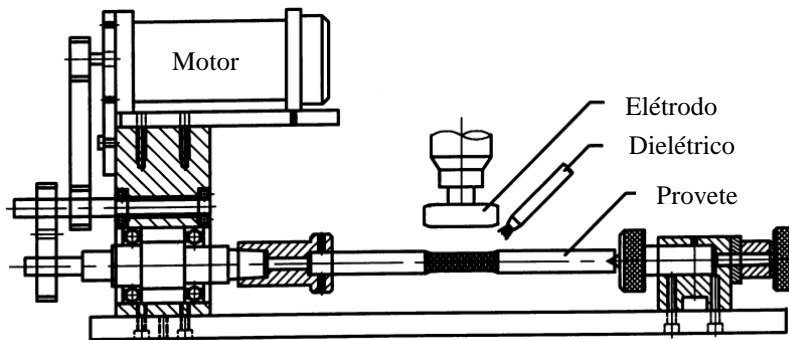


Figura 60: Representação esquemática do processo de eletroerosão utilizado [63].



Para este estudo, e de forma a ser possível maquinar o provete de secção circular, foi desenvolvido e instalado um mecanismo de rotação na mesa de maquinagem, tal como evidenciado na Figura 60. A maquinagem por eletroerosão é realizada na parte central do provete enquanto as extremidades deste foram arredondadas de modo a evitar transições acentuadas. Foi utilizada uma máquina de eletroerosão por penetração com servo-controlo. O eléctrodo ferramenta é de Cobre e tem polaridade positiva durante o processo. Quanto aos parâmetros utilizados, estes apresentam-se na Tabela 3 [63]:

Tabela 3: Parâmetros utilizados no processo de eletroerosão no estudo de Guu e Hocheng [63].

Parâmetros	Valor
<b>Dielétrico</b>	Querosene a 390 kPa
<b>Tensão na folga</b>	25 V
<b>Corrente de impulso</b>	1 A; 5 A; 10 A
<b>Duração do impulso</b>	20 $\mu$ s, 180 $\mu$ s
<b>Tempo de pausa</b>	20 $\mu$ s
<b>Fator ciclo de descarga</b>	90%

De seguida, concretizaram-se os ensaios de fadiga, utilizando, para isso uma máquina de flexão rotativa. A frequência de ensaio da máquina foi mantida constante em 60 Hz. Os provetes foram testados em situações de solicitação alternada pura ( $R = -1$ ) com uma variação sinusoidal da carga e à temperatura ambiente. Realizaram-se seis repetições para cada nível de tensão testado e o limite de fadiga foi definido para  $1,6 \times 10^6$  ciclos de carregamento. Após os ensaios, a área maquinada foi examinada utilizando o SEM de modo a perceber-se qual a extensão da superfície danificada resultante do processo de eletroerosão, medindo-se, para isso, a espessura da camada ressolidificada, obtida pela leitura realizada em diferentes locais da secção transversal [63].

Depois do procedimento experimental, Guu e Hocheng [63] verificaram que as amostras eram compostas por uma zona danificada na camada superficial e material base por baixo da camada danificada, sendo que a camada danificada apresentava defeitos de maquinagem como

microfendas e microvazios. Posto isto, estes investigadores desenvolveram um modelo simples para prever a vida à fadiga dos provetes provenientes de eletroerosão, tendo por base os pressupostos que se enunciam de seguida [63]:

- A camada danificada por eletroerosão não é resistente a nenhum ciclo de carga durante a fadiga, por isso o dano por fadiga desta amostra começa por baixo da camada danificada e não na superfície da amostra;
- Uma vez que as tensões residuais são produzidas na camada danificada, os seus efeitos na vida à fadiga são ignorados;
- O efeito do tamanho não é considerado uma vez que a espessura da camada danificada é pequena;
- O crescimento da fenda é determinado, principalmente, pelos níveis de tensão atual e pelo dano inicial induzido pelo impulso elétrico [63].

Também se verificou que o material base sujeito a cargas cíclicas experimenta a acumulação e o crescimento de fendas. Após enumerados estes pressupostos, foi possível obter as equações do modelo referido. Assim, chegou-se a uma equação final, representada pela equação (59), que possibilita relacionar o número de ciclos até à rotura ( $N_F$ ) com alguns parâmetros do processo de eletroerosão [63]:

$$N_F = \frac{(1 - D_m)^{1+\nu}}{(\lambda + \alpha \cdot I_p^\beta \cdot \tau_{on}^\gamma) \cdot (1 + \nu) \cdot \sigma^\nu} \quad (59)$$

sendo:

- $D_m$ : dano causado pela maquinagem;
- $\nu, \lambda, \alpha, \beta$  e  $\gamma$ : constantes do material;
- $I_p$ : corrente de impulso;
- $\tau_{on}$ : tempo de duração da descarga;
- $\sigma$ : tensão mecânica.

Quando o material não é maquinado pelo processo de eletroerosão, os termos  $D_m$  e  $\alpha \cdot I_p^\beta \cdot \tau_{on}^\gamma$  são zero, e a equação (59) é reescrita na forma da equação (60) [63]:

$$N_F = \frac{1}{\lambda \cdot (1 + \nu) \cdot \sigma^\nu} \quad (60)$$

Sendo assim, as curvas S-N para os provetes maquinados por eletroerosão e para os provetes polidos podem ser obtidas através das equações (59) e (60), respectivamente [63].

Quanto aos resultados obtidos neste estudo, verificou-se que com baixa corrente de impulso, as crateras formadas pela descarga elétrica durante o processo de eletroerosão têm pouca profundidade devido à energia de entrada por impulso ser proporcional à corrente de impulso, com tempos de duração de descarga constantes, e às tensões elétricas. Os defeitos superficiais ou danos são mínimos e as microfendas são raras quando a energia de entrada é baixa. Para correntes de impulso elevadas, a superfície é rugosa e apresenta fendas irregulares, crateras profundas e pequenas partículas agregadas na superfície que não são mais que metais fundidos que foram expulsos durante o processo de eletroerosão e solidificaram, mais tarde, na superfície da peça de trabalho. As crateras são mais pronunciadas quando se utilizam altas energias de descarga, existindo também uma camada branca ressolidificada na superfície maquinada, já explicada na Secção 2.1 deste trabalho. As microfendas são resultado das tensões térmicas na superfície da amostra. A principal causa das tensões residuais na superfície maquinada é o aquecimento e o arrefecimento rápidos e a distribuição não uniforme da temperatura. Outro aspeto analisado foram os orifícios observados na superfície que se devem à expulsão de bolhas de gás do material fundido durante a solidificação. Foi também possível verificar, através de imagens obtidas por SEM, que as fendas geralmente, propagam-se perpendicularmente à superfície dos provetes e estendem-se até à profundidade da camada ressolidificada, sendo que raramente são encontradas fendas para além desta camada [63]. Este aspeto foi também comprovado por estudos realizados por outros investigadores [65].

Verificou-se ainda que a extensão dos danos de maquinagem obtidos com o processo de eletroerosão, afeta o desempenho à fadiga das peças finais. Foi possível exprimir o número de ciclos até à rotura como uma função da amplitude da tensão. A resistência à fadiga dos provetes polidos é superior à resistência à fadiga dos provetes maquinados por eletroerosão. O limite de fadiga da peça maquinada por eletroerosão decresce significativamente, sendo o grau de redução determinado pela energia de descarga. É também possível concluir que correntes de impulso mais altas causam tensões residuais de tração mais elevadas, resultando em superfícies

com maiores danos. A vida à fadiga depende do grau de dano do material sendo que o crescimento deste induz uma perda da área transversal efetiva que suporta os carregamentos, levando assim a uma deterioração interna gradual do material. As amostras não danificadas demoram mais tempo até que ocorra a iniciação de fendas quando comparadas com as amostras danificadas [63].

Os investigadores deste estudo chegaram também à conclusão que a profundidade máxima do dano resultante do processo de eletroerosão é dado pela espessura da camada ressolidificada, ou seja, foi verificado que a profundidade da cratera era igual à profundidade da camada ressolidificada, isto verificado através das imagens obtidas por SEM. Também se concluiu que descargas de energia menores produzem menor dano no aço de ferramenta AISI D2. Aumentando a corrente de impulso, aumenta a espessura da camada ressolidificada sendo que esta também aumenta com o aumento do tempo de duração da descarga. A relação entre a corrente de impulso e a vida à fadiga do aço pode ser observada através da Figura 61 [63]:

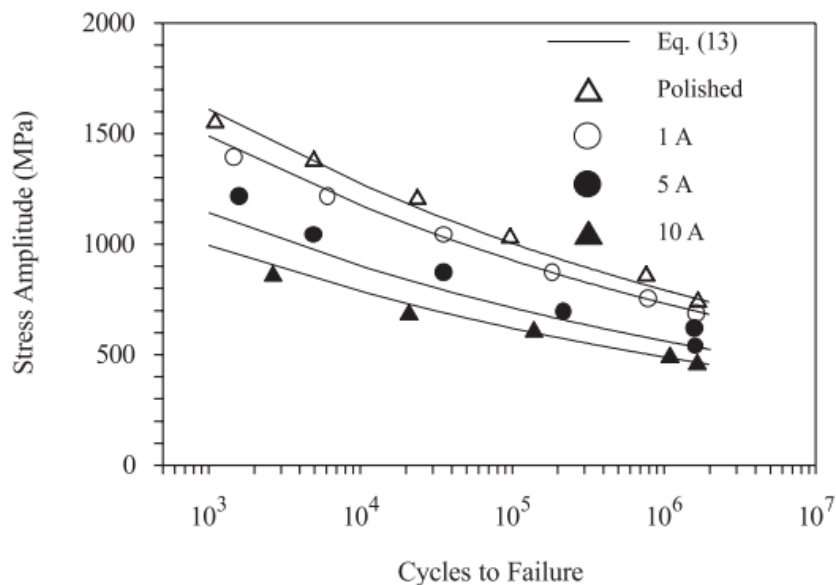


Figura 61: Curvas S-N para diferentes correntes de impulso, com um tempo de duração de descarga de 20  $\mu$ s [63].

Através do gráfico da Figura 61 pode-se verificar que a resistência à fadiga é maior para valores da corrente do impulso mais baixos, sendo superior para o provete polido quando comparada com os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão. Quanto ao tempo de duração da descarga, variando este fator entre 20  $\mu$ s e 180  $\mu$ s, não se verificam grandes

diferenças na resistência à fadiga, o que permite concluir que a duração da descarga não possui uma grande influência no comportamento à fadiga, sendo a corrente de impulso o fator mais relevante neste comportamento. Para a situação mais severa (combinação de parâmetros de maquinagem com corrente de impulso de 10 A e tempo de duração de descarga de 180  $\mu$ s) verificou-se uma redução de 42% no limite de fadiga produzido pelo processo de eletroerosão, quando comparado com as amostras polidas. Quanto a valores mais concretos, o provete polido apresenta um valor de limite de fadiga de 750 MPa, enquanto para os provetes maquinados por eletroerosão este limite de fadiga varia entre os 434 MPa (situação mais severa) e os 687 MPa, consoante os valores de corrente de impulso e do tempo de duração da descarga utilizados [63].

É importante salientar que neste estudo, realizado por Guu e Hocheng [63], não existe diferenciação das fases de iniciação de fendas e da propagação das mesmas.

Passando agora a outro estudo no qual se investigou o comportamento à fadiga e o efeito dos processos de acabamento na melhoria da vida à fadiga de superfícies maquinadas, pelo processo de eletroerosão de aços de ferramenta, pretende-se apresentar as principais conclusões alcançadas nesse mesmo estudo. Como tal será interessante comparar este mesmo estudo com o anteriormente apresentado de modo a identificarem-se as principais semelhanças e o que de diferente há entre os dois e, compará-lo de certa forma, ao estudo que se pretende realizar na presente dissertação, assim como verificar aquilo que poderá ser feito além dos estudos realizados.

Este estudo referido visa a análise do aço de ferramenta para trabalho a frio AISI D2, também designado por EN X160CrMoV12, com a composição química e propriedades mecânicas indicadas na Tabela 4 e Tabela 5, respetivamente. Verificou-se que a maquinagem por eletroerosão do aço AISI D2 provocava mudanças significativas na micro geometria, microestrutura e nas propriedades mecânicas das camadas superiores dos componentes maquinados [66].

Tabela 4: Composição química do aço EN X160CrMoV12, no estado fornecido [66].

Elemento	C	Si	Mn	Mo	Cr	V	P	S	N	W
<b>Composição mássica [%]</b>	1,58	0,26	0,32	0,16	12	0,4	0,01	0,01	0,4	0,01

Tabela 5: Propriedades mecânicas do aço EN X160CrMoV12, no estado fornecido [66].

Propriedade Mecânica	Valor
<b>Tensão de Cedência (<math>R_{p(0,2)}</math>) [MPa]</b>	630
<b>Tensão de Rotura (<math>R_m</math>) [MPa]</b>	750
<b>Dureza [HB]</b>	250
<b>Elongação (A) [%]</b>	20

Neste estudo, os provetes, depois de maquinados pelo processo de eletroerosão, foram submetidos a operações de acabamento de escovagem (*wire brushing*), polimento e polimento seguido de escovagem. Posteriormente, investigaram-se os mecanismos de iniciação de fendas de fadiga e de propagação, através de observações obtidas com SEM. Para os ensaios de fadiga foi utilizada uma máquina de ensaios de flexão plana em três pontos, MTS 810, com uma frequência de 15Hz e um valor de R de 0,1. Os provetes entalhados sujeitos a flexão, utilizados neste estudo, possuíam um valor de  $K_t$  de 1,6. A propagação em profundidade de um padrão de fissuração foi avaliada através da medição do comprimento de fendas em diferentes secções transversais dos provetes testados. A principal vantagem dos provetes entalhados é o facto de a iniciação e propagação das fendas de fadiga se localizarem na raiz do entalhe, sendo a geometria dos mesmos apresentada na Figura 62. Os provetes foram maquinados utilizando processos de fresagem, sendo que apenas os entalhes foram finalizados com o processo de eletroerosão. As condições de acabamento ótimas utilizadas no processo de eletroerosão estão indicadas na Tabela 6 [66, 67].

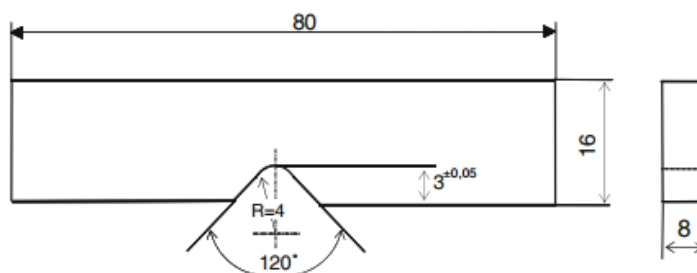


Figura 62: Geometria do provete utilizado nos testes de fadiga [66].

Tabela 6: Condições ótimas do processo de maquinagem por eletroerosão [66].

Parâmetros	Valor
<b>Dielétrico</b>	Óleo de parafina com viscosidade dinâmica, $\mu = 2,4 \times 10^{-3} \text{ Pa.s}$
<b>Intensidade da descarga</b>	5 A
<b>Tensão da descarga</b>	46 V
<b>Duração do impulso</b>	5 $\mu\text{s}$
<b>Polaridade</b>	Positiva
<b>Material da ferramenta</b>	Grafite ( <i>Ellor 7</i> , tamanho de grão de 35 $\mu\text{m}$ )
<b>Caudal de dielétrico na folga</b>	2 L/h

Para a superfície obtida pelo processo de eletroerosão, o gradiente de temperatura criado pelas faíscas elétricas gera camadas com microestruturas diferentes caracterizada por três zonas distintas, tal como observado na Figura 63, em que a primeira camada corresponde à camada branca, a segunda corresponde a uma camada que sofreu um tratamento térmico localizado decorrente das elevadas temperaturas resultantes do processo de eletroerosão, originando uma camada martensítica resultante do processo de ressolidificação, e a terceira corresponde à camada de transição [66]:

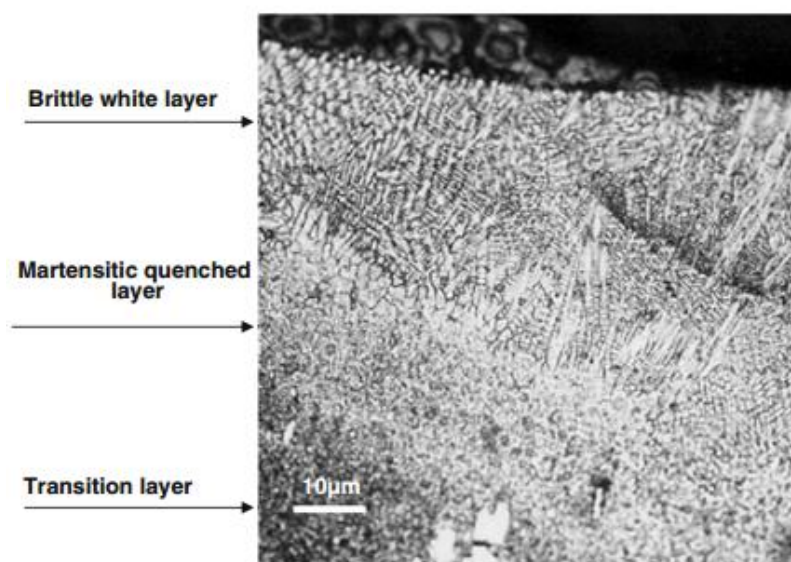


Figura 63: Transformações metalúrgicas da superfície maquinada por eletroerosão [66].

É importante salientar que o gradiente da microestrutura não é modificado pela escovagem, no entanto, o processo de polimento remove totalmente a camada branca gerada pelo processo de eletroerosão. Por esta razão, ocorrem dois fenômenos antagônicos, em relação à dureza superficial, quando a escovagem é aplicada consecutivamente ao polimento. Por um lado, ocorre amaciamento por deformação resultante da remoção da camada branca pelo processo de polimento, e por outro lado ocorre endurecimento por deformação resultante das passagens sucessivas das escovas metálicas [66].

Foram, posteriormente, realizados ensaios de fadiga de longa duração com o limite de fadiga estimado para  $2 \times 10^6$  ciclos. Através de medições utilizando difração de raios-X, verificou-se a existência de um campo de tensões residuais de tração (+750 MPa) resultando numa perda de 34% do limite de fadiga comparativamente com a resistência à fadiga avaliada no estado fresado que gera superfícies livres de fendas. Estes 750 MPa foram alcançados nas camadas inferiores uma vez que as fendas próximas da superfície relaxam estas tensões residuais de tração. Neste estudo foi demonstrado que o efeito prejudicial destas fendas pode ser controlado, comprimindo as camadas superiores das superfícies maquinadas. A aplicação de uma escovagem às superfícies maquinadas por eletroerosão gera tensões residuais de compressão (aproximadamente de -100 MPa) nas camadas superiores da superfície maquinada, através da deformação plástica a frio, o que estabiliza a propagação das fendas e, por isso, restaura a tensão limite de fadiga correspondente ao estado fresado das superfícies obtidas por eletroerosão. Além disso, a remoção destas fendas através de um processo de polimento gera um valor de tensão residual estabilizado de -130 MPa. Isto resulta numa melhoria em cerca de 70% no limite de fadiga comparativamente ao estado de eletroerosão e em 26% em comparação com o estado fresado. Estas taxas ainda podem ser aumentadas através da aplicação da escovagem às superfícies polidas. Neste caso, a tensão residual estabilizada da superfície foi de aproximadamente -150 MPa [66].

Com esta investigação chegou-se à conclusão que o processo de escovagem acaba por ser um processo bastante eficiente quando utilizado como processo de acabamento de componentes maquinados pelo processo de eletroerosão, forçando o estado das tensões residuais a mudar de tração para compressão. Esta técnica é de baixo custo, rápida e fácil [66].

Através da Figura 64, é possível observar as curvas S-N que mostram a influência dos processos de acabamento utilizados no estudo realizado por Ghanem *et al* [66], verificando-se que o limite de fadiga de  $2 \times 10^6$  ciclos pode ser aumentado através da aplicação das diferentes



operações de acabamento, posteriormente ao processo de eletroerosão. Através deste gráfico percebe-se também que os resultados mais satisfatórios foram obtidos para os provetes que foram finalizados com operações de polimento e posterior escovagem, além do processo de eletroerosão. Relativamente aos dois processos de acabamento, polimento e escovagem, o que permite obter melhores resultados é o polimento. Relativamente aos provetes que apenas sofreram o processo de eletroerosão sem qualquer operação posterior de acabamento, verifica-se que estes possuem uma resistência à fadiga menor [66].

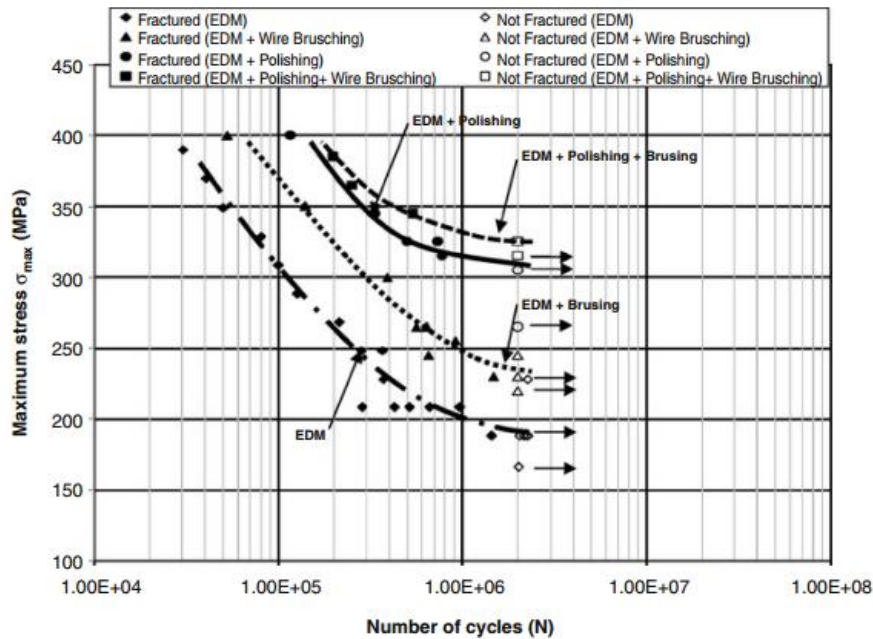


Figura 64: Curvas de Wöhler para os diferentes tratamentos superficiais realizados nos provetes entalhados ensaiados em flexão em três pontos [66].

Verificou-se, também, que a operação de polimento permitia obter superfícies com a menor rugosidade superficial, e ainda que as superfícies sujeitas a operações de polimento não possuíam nenhum conjunto de fendas. Observou-se ainda, que esta operação de acabamento induzia tensões residuais de compressão, que eram ampliadas pela utilização do processo de escovagem. Além disto, a operação de polimento também diminuiu a rugosidade superficial e eliminou os defeitos gerados pelo processo de eletroerosão, enquanto a escovagem não permitiu eliminar completamente esses tais defeitos [66].

De seguida, de modo a ser possível comparar os dois estudos de forma mais concreta, decidiu-se apresentar os resultados de cada um dos estudos numa curva S-N de acordo com o

modelo de Weibull, utilizando o *software* ProFatigue e a equação (58) referida na Secção 2.2.14. É importante referir que foi necessário converter a tensão máxima, no estudo de Ghanem *et al.* [66], para amplitude de tensão de modo a ser equivalente ao realizado no estudo de Guu e Hocheng [63] (o inverso também seria possível). Só desta forma é possível comparar os estudos. Para o estudo de Guu e Hocheng [63], para o caso do provete maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando uma corrente de impulso de 5 A, as constantes do modelo de Weibull obtidas com o *software* ProFatigue podem ser observadas na Tabela 7 e a curva S-N pode ser observada no gráfico da Figura 65.

Tabela 7: Constantes do modelo de Weibull obtidas com o *software* ProFatigue, para o estudo de Guu e Hocheng [63].

Constantes do modelo de Weibull	Valor
$\beta$	19,59
<b>B</b>	0,01 (1 ciclo)
<b>C</b>	5,40 (222,07 MPa)
$\lambda$	0,00
$\delta$	13,05

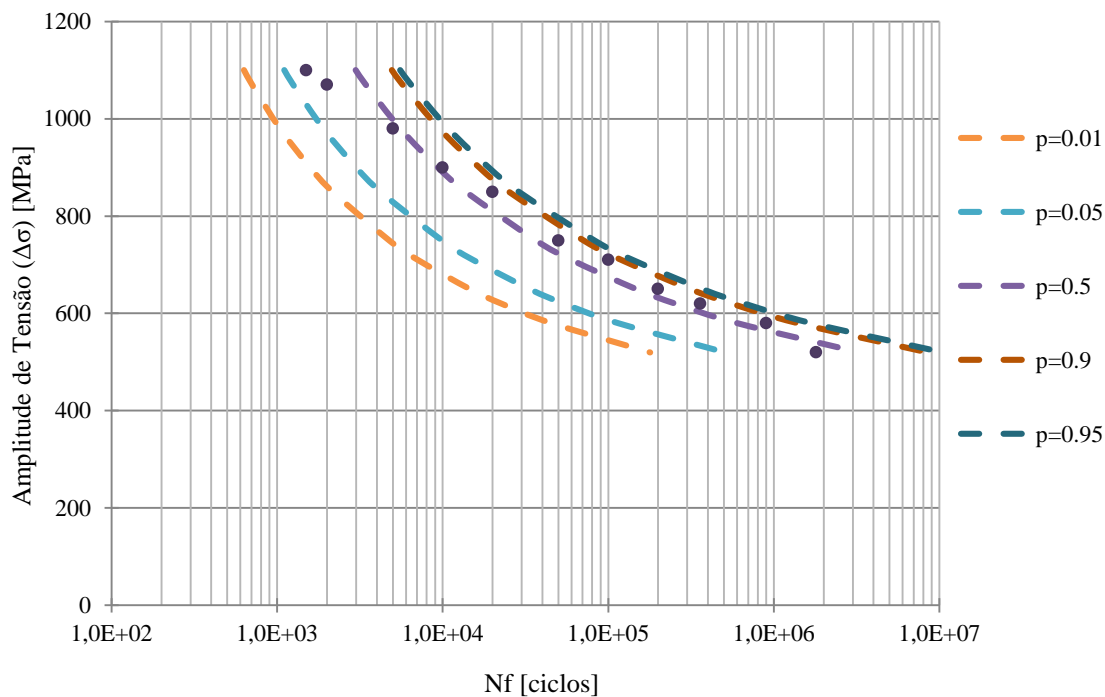


Figura 65: Curvas S-N para o estudo de Guu e Hocheng de acordo com o modelo de Weibull [63].

Para o estudo de Ghanem *et al.* [66], para o caso do provete maquinado apenas pelo processo de eletroerosão utilizando uma corrente de impulso de 5 A, as constantes do modelo de Weibull obtidas com o *software* ProFatigue podem ser observadas na Tabela 8 e a curva S-N de acordo com o modelo de Weibull pode ser observada no gráfico da Figura 66.

Tabela 8: Constantes do modelo de Weibull obtidas com o *software* ProFatigue, para o estudo de Ghanem *et al.* [66].

Constantes do modelo de Weibull	Valor
$\beta$	30,00
$B$	0,00 (1 ciclo)
$C$	2,89 (17,99 MPa)
$\lambda$	1,10
$\delta$	22,04

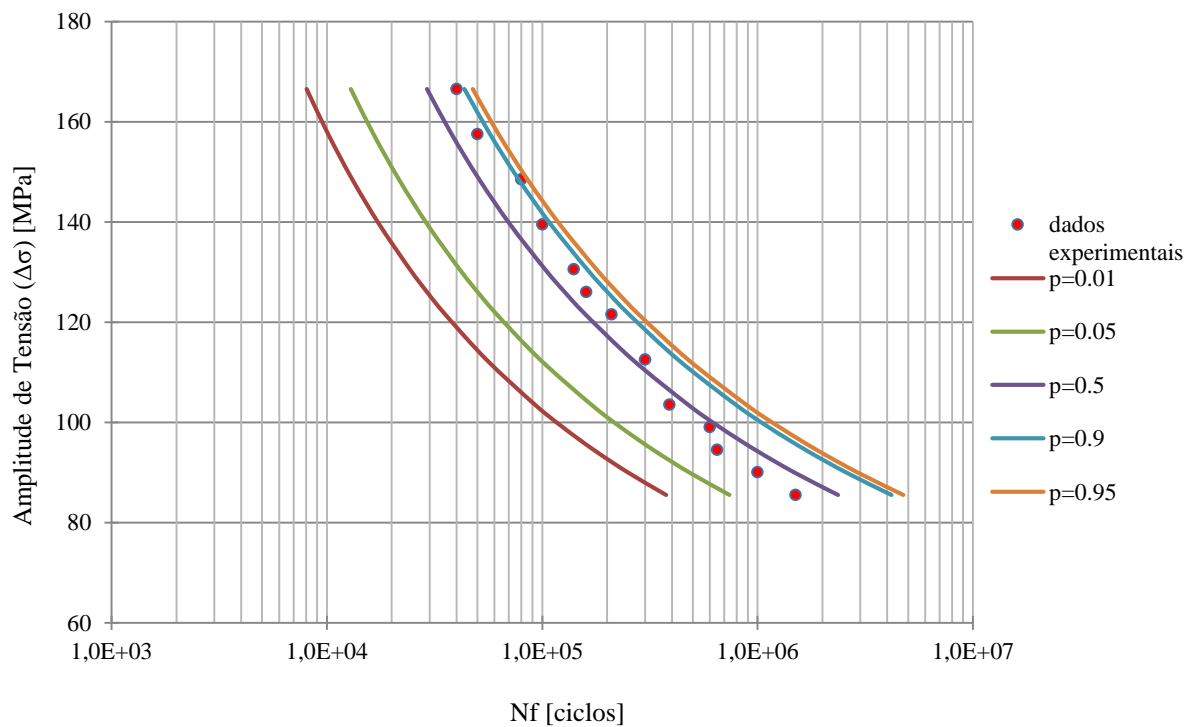


Figura 66: Curvas S-N para o estudo de Ghanem *et al.* de acordo com o modelo de Weibull [66].

Outro aspeto interessante seria observar os dois gráficos combinados de modo a ser mais fácil a sua comparação. Assim sendo, apresenta-se na Figura 67 a combinação dos gráficos da Figura 65 e Figura 66. Através do gráfico da Figura 67 percebe-se que existe uma diferença notória nos valores obtidos para cada um dos estudos.

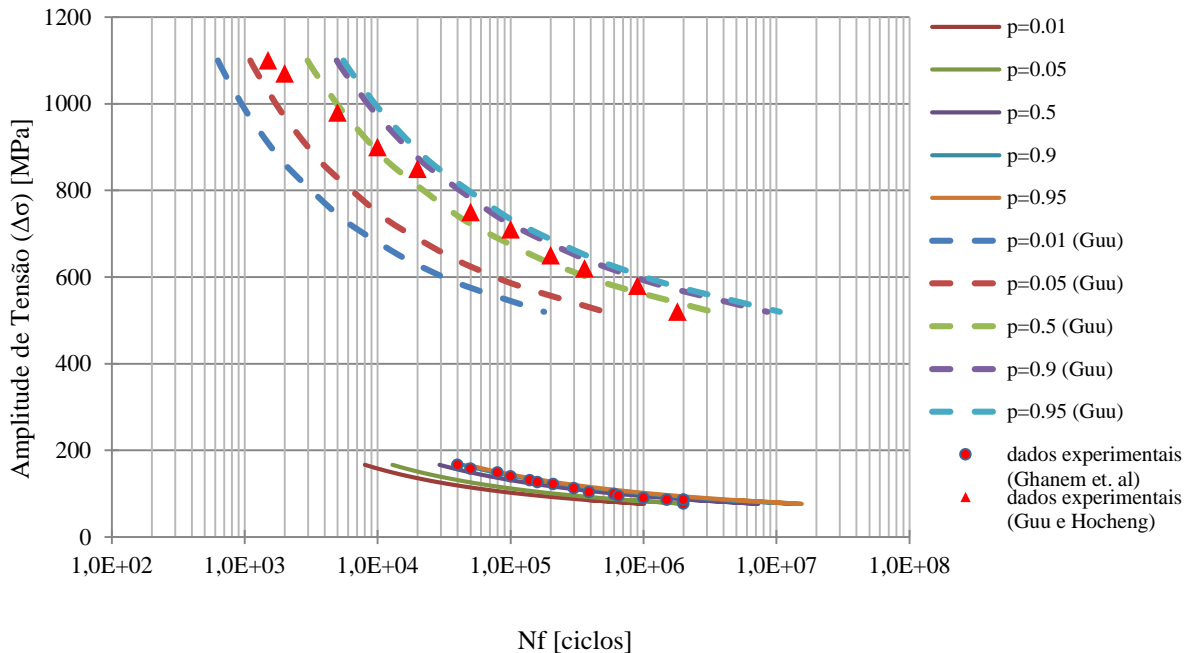


Figura 67: Combinação dos dois gráficos dos estudos referidos para o aço AISI D2 [63, 66].

É importante deixar claro que existem algumas variantes nestes dois estudos referidos, apesar do aço em estudo ser o mesmo (mas com composições ligeiramente distintas) que podem influenciar os resultados obtidos, não sendo assim, a sua comparação tão linear.

Em primeiro lugar, é observado nas curvas S-N, dos dois estudos referidos, que existe uma diferença significativa nos valores de tensão. Esta diferença deve-se, principalmente ao facto de num dos estudos o aço utilizado estar no estado temperado e revenido, ao passo que no outro estudo o aço é utilizado no estado recozido apresentando neste último caso, tensões máximas com valores bastante mais baixos. Esta diferença também é visível nas propriedades mecânicas de cada um dos aços utilizados. Assim sendo, chega-se à conclusão que o estado em que o aço é utilizado influencia significativamente o comportamento à fadiga e a sua vida útil [63, 66].

Outro aspecto importante recai sobre o aço em análise. Apesar de o aço em ambos os estudos ser o mesmo, AISI D2, a composição do mesmo tem diferenças ligeiramente distintas que podem levar a que os resultados obtidos também variem um pouco. Apresenta-se na Tabela 9, a comparação entre as composições dos aços utilizados nos dois estudos (já apresentadas anteriormente), sendo que os limites da composição do aço AISI D2, de acordo com a norma ASTM são apresentados na Secção 3.1.2 [63, 66]:

Tabela 9: Comparação da composição do aço utilizado nos estudos realizados por Guu e Hocheng e por Ghanem *et al.* [63, 66].

Elemento	C	Si	Mn	Mo	Cr	V	Co	N	Outros
<b>% (Estudo de Guu e Hocheng)</b>	1,5	0,3	0,3	1	12	0,8	1	-	Ni e Fe
<b>% (Estudo de Ghanem <i>et al.</i>)</b>	1,58	0,26	0,32	0,16	12	0,4	-	0,4	P, S e W

É possível verificar, pela Tabela 9, que existem diferenças significativas nos elementos Molibdénio, Cobalto e Azoto quando se compara a composição do aço utilizado em cada um dos estudos. De acordo com os valores mínimos e máximos estipulados pela ASTM para o aço AISI D2, indicados na Secção 3.1.2, verifica-se que a percentagem de Molibdénio, para o aço utilizado no estudo realizado por Ghanem *et al.* [66] está bastante longe do valor mínimo estipulado (este valor mínimo é de 0,7). Também a percentagem de Vanádio do aço utilizado nesse estudo está ligeiramente fora dos limites referidos (valor mínimo estipulado de 0,5) [63, 66, 68].

Também os parâmetros do processo de eletroerosão utilizados em cada um dos estudos pode influenciar os resultados obtidos, uma vez que nem todos os parâmetros são iguais, sendo apenas a corrente do impulso e a polaridade iguais em ambos os estudos (5 A e polaridade positiva). Além disso, também o material do eléctrodo utilizado é diferente nos dois casos, sendo que para o estudo de Guu e Hocheng [63], o eléctrodo era de Cobre e para o estudo realizado por Ghanem *et al.* [66] o eléctrodo era de Grafite. Uma vez que estes dois materiais são relativamente diferentes, é possível que levem a resultados também diferentes no processo de maquinagem [63, 66].

Outro aspecto que influencia significativamente os resultados são os tipos de ensaios de fadiga realizados. No estudo realizado por Guu e Hocheng [63], foram realizados ensaios de flexão rotativa ao passo que no estudo de Ghanem *et al.* [66] os ensaios foram realizados em flexão em três pontos, sendo as frequências de ensaios diferentes nos dois casos. Também os provetes utilizados foram diferentes, tendo sido utilizados provetes entalhados no estudo de Ghanem *et al.* [63, 66].

Todas estas variáveis referidas têm uma influência mais ou menos significativa nos resultados e conclusões finais retiradas em cada um dos estudos referidos, razão pela qual é importante ter todos estes fatores em conta quando se comparam estes dois estudos.

Quanto a estudos realizados antes da investigação concretizada por Ghanem *et al.* [66], alguns demonstraram que o processo de eletroerosão reduz o limite de fadiga de determinados materiais, sendo que esta redução chegou a ser de 50% para o aço de ferramenta EN X210Cr12, segundo a norma europeia, (ou AISI D3 segundo a norma americana) quando comparado com a operação de torneamento. Quando se comparou operações como o polimento ou o corte a laser, verificou-se que existia também uma diminuição do limite de fadiga nos casos onde se utilizava o processo de eletroerosão. Por estas razões, existem vários estudos de modo a melhorar a vida à fadiga dos componentes maquinados por eletroerosão. Um resumo desses estudos efetuados é apresentado na Tabela 10, verificando-se que os principais tratamentos de superfície analisados foram o tratamento térmico, tratamento mecânico e revestimento superficial. Através da tabela percebe-se que não é possível retirar nenhuma conclusão geral relativa aos efeitos do tratamento térmico na vida à fadiga das superfícies obtidas por eletroerosão. Podendo-se apenas observar que o efeito do tratamento térmico é largamente dependente do tipo de trabalho do material, das condições do processo de eletroerosão e dos parâmetros deste tipo de tratamento [66].

Finishing techniques	Materials	EDM machining conditions		Surface integrity						Improvements of the endurance limit		
				Before treatment			After treatment					
				$I$ (A)	$U$ (V)	$\tau$ ( $\mu$ s)	$R_a$ ( $\mu$ m)	$H$ (HV)	$\sigma_R$ (MPa)		$R_a$ ( $\mu$ m)	$H$ (HV)
Improvement rate ( $\Delta\sigma_D/\sigma_{D(EDM)}$ )%												
Heat treatments	Annealing at 923 K	-	63	-	-	190	+245	-	180	0	-3	
	Tempering (600°C, 2 h)	-	-	-	-	-	+200	-	-	0	-10	
	Tempering (350°C, 30 min)	-	-	-	-	-	-	-	-	-	20	
	Tempering (200°C, 1 h)	-	-	-	-	-	+300	-	-	+100	-30	
Mechanical treatments	Shot peening	-	-	-	3.02	243	-	2	375	-	+33	
	Mechanical polishing	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+50	
	Polishing + shot peening	-	-	-	-	-	-	-	-	-	+80	
	Shot peening	-	-	-	3.64	395	-	3	480	-	+25	
	Shot peening; nozzle Diameter, $\phi 10$ mm	-	63	-	-	190	+245	-	237	-397	+9	
	Coating treatment (3 $\mu$ m of TiN)	AISI D2	10	-	180	11	620	-	10	2100	-	+15

intensity of discharge (A),  $U$  voltage of discharge (V),  $\tau$  time of discharge ( $\mu$ s),  $\sigma_R$  surface residual stress,  $H$  hardness,  $R_a$  arithmetic average surface roughness

$I$  intensity of discharge (A),  $U$  voltage of discharge (V),  $\tau$  time of discharge ( $\mu$ s),  $\sigma_R$  surface residual stress,  $H$  hardness,  $R_a$  arithmetic average surface roughness

Tabela 10: Efeitos das técnicas de acabamento na integridade da superfície e no limite de fadiga da superfície obtida por eletroerosão [66].

Verifica-se, através da Tabela 10, que é possível obter melhorias do limite de fadiga, que variam entre os 10% e os 80%, pela aplicação de tratamentos mecânicos e tratamentos de revestimento. Também se verifica que os tratamentos mecânicos mais usuais para operações de acabamento das superfícies obtidas por eletroerosão são o polimento e a granalhagem, sendo que algumas investigações permitiram demonstrar que é possível um aumento em 80% do limite de fadiga pela aplicação de granalhagem a superfícies polidas. No entanto, apesar destas técnicas melhorarem significativamente a vida à fadiga dos componentes mecânicos, estas ainda são dispendiosas e não são simples de aplicar e executar. Por esta razão, existe uma grande necessidade de se desenvolverem processos de acabamento mais simples e mais eficientes [66].

Abu Zeid [69] estudou o efeito dos parâmetros do processo de eletroerosão, utilizando um eletrodo de Cobre, na vida à fadiga do aço de ferramenta AISI D6 e confirmou que existe uma deterioração na vida à fadiga causada pela maquinagem por eletroerosão, comprovando o que vários investigadores concluíram quando utilizaram diversos materiais no estudo. Este aço é constituído principalmente por Crómio e Carbono com algum Tungsténio e Manganês, sendo utilizado no fabrico de moldes, sendo por isso um aço com elevada resistência ao desgaste. Os aços para moldes podem ter uma ampla gama de resistência, dureza e tenacidade, dependendo da aplicação pretendida. Estudos demonstram que um molde com um nível de dureza inferior a 300 HV possui uma vida industrial mais longa do que outros moldes com níveis de dureza na ordem dos 550 HV. Isto porque um material mais duro é mais sensível ao entalhe enquanto que um material menos duro pode plastificar obtendo assim uma vida mais longa. Neste estudo os ensaios de fadiga foram realizados usando uma solicitação alternada ( $R = -1$ ) e foram do tipo tensão/compressão, sendo a frequência dos ensaios de 1 Hz correspondente à gama de frequências a que os moldes estão sujeitos nas suas operações. A curva S-N obtida para os provetes fresados, no estado recozido, para uma solicitação alternada pode ser observada na Figura 68 [69].



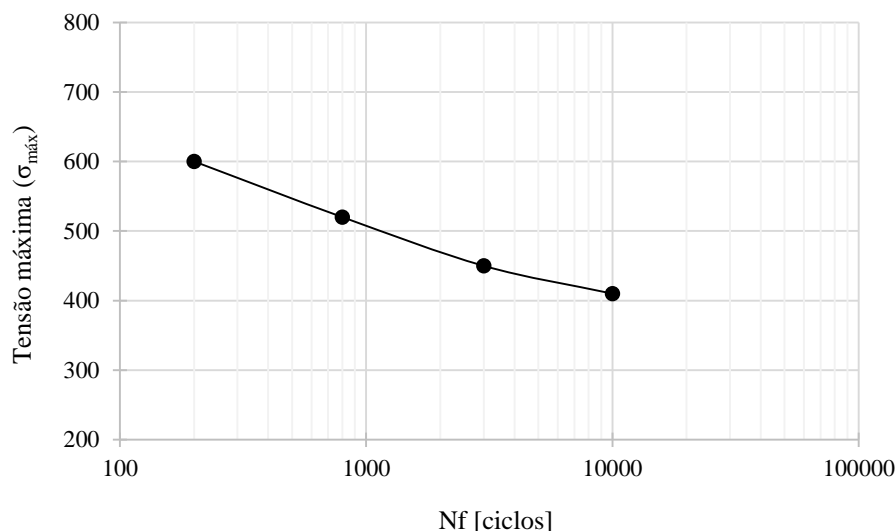


Figura 68: Curva S-N para 50% de probabilidade de ruptura para o aço de ferramenta AISI D6, fresado e no estado recozido – adaptado de [69].

Após se obter a curva S-N para os provetes fresados, também foram obtidas as curvas para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão, para dois valores de corrente de impulso do estudo, relacionando o número de ciclos com o tempo de duração da descarga, comparando estas curvas para uma amplitude de tensão de 450 MPa. Concluiu-se então que o processo de eletroerosão levava a uma redução considerável da vida à fadiga do aço, sendo esta redução mais acentuada para valores maiores de energias de descarga e praticamente insignificante para níveis baixos de energia [69]. Os resultados também demonstram que os defeitos na superfície maquinada resultam numa redução significativa da vida à fadiga. Também foi verificado que a vida à fadiga está relacionada com a espessura da camada branca e com a presença de fendas superficiais, sendo ambos os aspectos determinados pela energia térmica fornecida, por faísca, durante o processo de maquinagem [26]. Também se confirmou que as imperfeições superficiais resultantes do processo de eletroerosão levavam à iniciação de múltiplas fendas de fadiga, e posterior propagação. Quando as fendas atingiam um comprimento crítico, ocorria uma fratura rápida da secção transversal [69].

Guu e Hocheng [70] realizaram um estudo com o objetivo de perceber os efeitos do revestimento de Nitreto de Titânio depositado através do processo PVD (deposição física em fase de vapor) na vida à fadiga do aço de ferramenta AISI D2 maquinado pelo processo de eletroerosão. Os resultados experimentais demonstraram que o processo de eletroerosão tinha um efeito prejudicial na vida à fadiga. No entanto os provetes maquinados por eletroerosão e

revestidos por TiN mostraram um aumento considerável da dureza, um melhor acabamento superficial e uma diminuição da tensão residual de tração superficial (ou aumento da tensão residual de compressão na superfície), aumentando, desta forma, o limite de fadiga. Assim sendo, o revestimento de TiN é recomendado como uma forma eficaz de aumentar a vida à fadiga de um aço de ferramenta maquinado pelo processo de eletroerosão [70].

Tai e Lu [26] investigaram quais os parâmetros do processo de eletroerosão que impedem a formação de fendas superficiais na superfície maquinada, em provetes de aço ferramenta JIS SKD 11 (norma japonesa) equivalente ao aço AISI D2 (norma americana). Foi utilizada a eletroerosão por fio, sendo o elétrodo (ferramenta) de Cobre. Os provetes foram assim maquinados utilizando três valores distintos para a corrente de impulso, com dois tempos distintos de duração de descarga distintos. Os provetes foram posteriormente sujeitos a ensaios de fadiga, com carregamentos que variavam entre os 1470 N e os 2401 N, com o intuito de se determinar a vida à fadiga, sendo o valor de R de 0,1 e a frequência dos ensaios de 10 Hz. Também um provete polido de JIS SKD 11 foi sujeito a ensaios de fadiga para efeitos de comparação. Os resultados deste estudo mostraram que o aumento da corrente de impulso e a redução da duração de descarga são uma forma eficaz de eliminar o fenómeno da formação de fendas superficiais, aumentando assim a vida à fadiga. Valores elevados de corrente de impulso e de duração de descarga levam a um aumento da espessura média da camada ressolidificada, aumentando também a sua fragilidade, levando a que as fendas se iniciem e se propaguem mais rápida e profundamente. Isto faz com que a fratura se dê mais rapidamente. Como resultado, a vida à fadiga diminui com o aumento da espessura da camada branca. Na Figura 69 (a) é possível observar uma imagem obtida por SEM da superfície do provete onde são visíveis todas as formas características associadas à superfície maquinada pelo processo de eletroerosão, como micro poros, glóbulos de detritos, crateras rasas e depressões. Outro aspeto importante deste estudo relaciona-se com a diferença na ductilidade existente entre a camada branca e o material base. Esta diferença tem um efeito significativo nas características de propagação das fendas de fadiga. Quando a fenda se estende desde a camada branca, com uma tensão limite elástico relativamente elevada, até à zona de material base, com uma tensão limite elástico relativamente menor, a sua taxa de propagação aumenta. Na Figura 69 (b) apresenta-se uma imagem obtida por SEM da superfície de fratura onde é possível observar a extensão de uma fenda superficial que ultrapassa a camada ressolidificada, atingindo o material base nos provetes de aço JIS SKD 11 maquinados por eletroerosão. Nas Figuras (a) e (b) os provetes das

amostras referidas foram maquinados utilizando uma corrente de impulso de 4 A e duração do tempo de descarga de 16  $\mu$ s. Na Figura 69 (c) é possível observar a secção transversal de outra amostra do mesmo material onde é visível a camada branca e dois tipos de fratura diferentes: frágil e dúctil, assuntos já referidos nas 2.1.8 e 2.2.14, respectivamente. Para o provete relativo a esta amostra foram utilizadas uma corrente de impulso de 16 A e duração do tempo de descarga de 4  $\mu$ s [26].

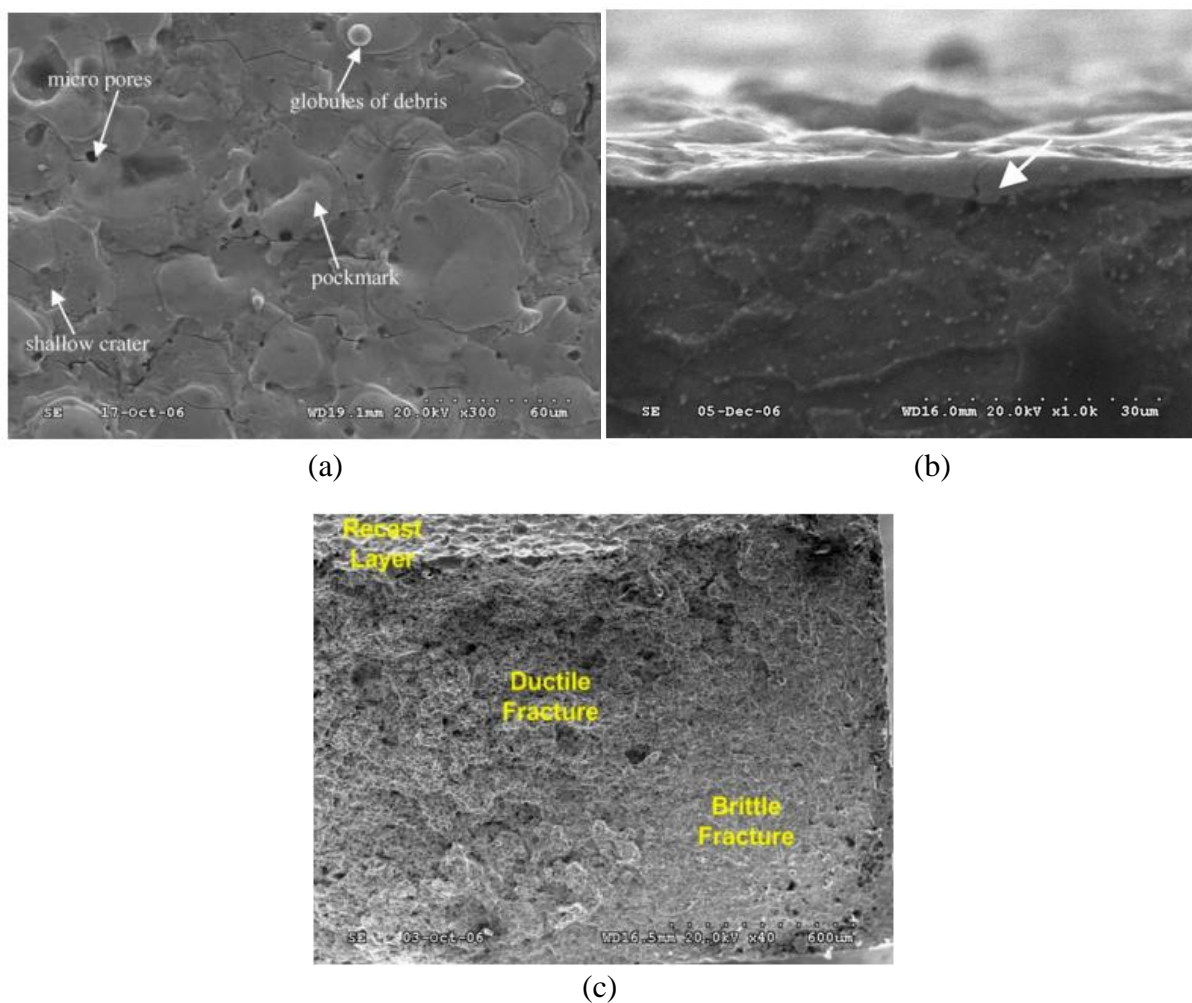


Figura 69: Imagem obtida por SEM de amostras de provetes de aço JIS SKD11: (a) superfície maquinada pelo processo de eletroerosão; (b) e (c) secção da fratura (transversal) [26].

Com os resultados presentes neste estudo é possível ordenar os provetes utilizados tendo em conta a vida à fadiga, sendo o provete polido o que apresenta maior vida à fadiga, seguido do provete com uma fina camada ressolidificada e sem fendas superficiais, passando para o

provete com uma camada ressolidificada mais espessa e por fim, o provete com fendas superficiais [26].

Alguns estudos relativos ao comportamento à fadiga de materiais maquinados pelo processo de eletroerosão estão relacionados com materiais que são difíceis de maquinar como é o caso das ligas de Titânio. Estas ligas são bastante utilizadas na indústria aeroespacial e, como tal, existe cada vez mais a necessidade de se melhorarem os processos de fabrico capazes de trabalhar com estas ligas de modo a tornar os processos mais rápidos, mais eficientes e conseguir melhorar a qualidade das peças obtidas. No processo de eletroerosão, que tem vindo a ser utilizado nesta indústria, as restrições da sua utilização prendem-se, fundamentalmente, com a integridade superficial adversa da peça de trabalho e com o comportamento à fadiga. Os desenvolvimentos no processo de eletroerosão levaram a que seja possível, atualmente, utilizar descargas de impulso de elevada frequência e obter uma superfície da peça de trabalho isenta de defeitos. Neste âmbito, Soo *et al.* [71] realizaram um estudo com o intuito de observar o efeito do processo de eletroerosão por fio na vida à fadiga da liga aeroespacial Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo (Ti6246), utilizada nos compressores do motor de um avião. Esta liga apresenta elevada resistência mecânica, elevada tenacidade e é utilizada para componentes de turbinas a gás que operam a temperaturas moderadas (tipicamente inferiores a 400 °C), baixa pressão e em compressores de alta pressão. Para este estudo, estes investigadores utilizaram ensaios de fadiga em quatro pontos, sendo a frequência de teste variável entre 69 e 79 Hz e o limite de fadiga definido como  $1,2 \times 10^7$  ciclos. O valor de R utilizado foi de 0,1. Na Figura 70 é possível observar a curva S-N para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão por fio (a azul) e os provetes fresados (a vermelho), verificando-se que a vida à fadiga em ambos os processos é relativamente similar para níveis de tensão elevados com uma variação notória entre os dois processos para tensões intermédias e baixas. Esta variação, mais notória para baixos níveis de tensão aplicada, deve-se às diferenças do estado de tensão residual, sendo bastante improvável que esta variação se deva às variações da rugosidade superficial entre os provetes maquinados por eletroerosão e por fresagem (maior rugosidade nos provetes maquinados por eletroerosão) [71].

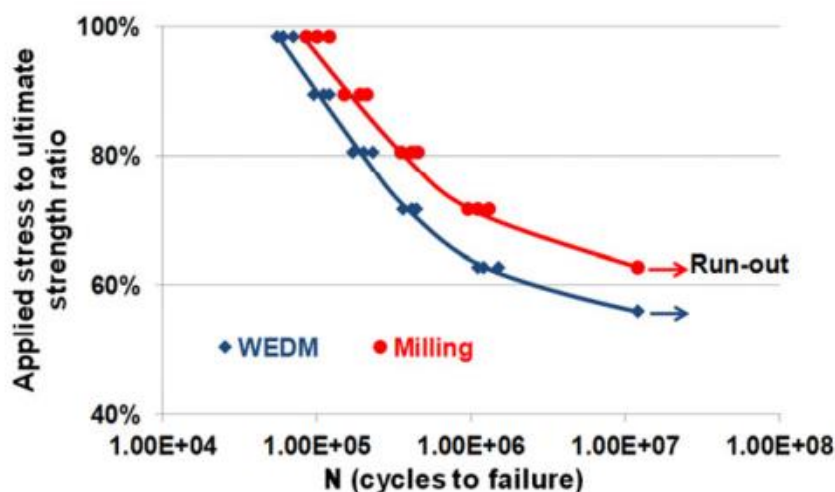


Figura 70: Curvas S-N para provetes de Ti6246 maquinados [71].

Após a obtenção da curva S-N, foi realizada uma análise estatística de modo a perceber se as variações entre os dois processos, eletroerosão por fio e fresagem, eram significativas, chegando-se à conclusão que não existiam variações significativas no desempenho de fadiga entre os dois processos referidos. Com este estudo, através de dados obtidos por fractografia, também se concluiu que existem apenas níveis moderados de tensões residuais de compressão à superfície no caso dos provetes fresados [71].

Mower [72] realizou um estudo no qual pretendem analisar o impacto do processo de eletroerosão e dos possíveis pós tratamentos que podem levar a melhorias no comportamento à fadiga. Para esse efeito, este investigador utilizou uma liga de Titânio Ti-6Al-4V, importante liga utilizada na indústria aeroespacial, fornecida no estado recozido. Sabe-se que o processo de eletroerosão causa uma redução na resistência à fadiga. Mais uma vez, este investigador chegou às mesmas conclusões que os outros estudos: a redução da resistência à fadiga está diretamente relacionada com a espessura e rugosidade da camada ressolidificada, criada durante o processo de eletroerosão e que os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão apresentavam uma vida à fadiga inferior à dos provetes fresados. Outro ponto fulcral desta investigação relaciona-se com a aplicação de um processamento após o processo de maquinagem por eletroerosão, como o polimento eletroquímico, fresagem química ou *bead blasting*, responsável por remover os efeitos prejudiciais causados por este processo. Neste sentido, foram avaliadas as tensões residuais dos provetes utilizando a técnica de difração de raios-X, após aplicação de cada um dos referidos tratamentos. Este método determina a máxima tensão residual na direção

longitudinal (paralelo ao eixo do carregamento) por baixo da superfície. Assim sendo, verificou-se que a superfície maquinada pelo processo de eletroerosão, sem qualquer tratamento, apresentava níveis moderados de tensões residuais (de -30 até +30 MPa). No caso da superfície sujeita ao processo de *bead blasting*, as tensões residuais medidas foram de  $-660 \pm 60$  MPa na região próxima da superfície. O efeito desta tensão de compressão é notório no diagrama S-N representado na Figura 71, onde é possível observar que os provetes que foram sujeitos ao processo de *bead blasting* são os que apresentam uma vida à fadiga mais longa. Por outro lado, os provetes que foram maquinados apenas pelo processo de eletroerosão, sem qualquer tratamento posterior, são os que apresentam uma vida à fadiga mais curta. Relativamente aos provetes sujeitos ao processo de polimento eletroquímico, as tensões residuais variam de -30 até 16 MPa. Apesar de, aparentemente, este processo influenciar pouco a tensão residual superficial nos provetes maquinados, resulta em melhorias no comportamento de fadiga, tal como observado na Figura 71. Relativamente à fresagem química, este processo resulta na criação de tensões residuais de tração de aproximadamente 50 MPa. Através da observação da Figura 71, é visível que todos os tratamentos aplicados posteriormente ao processo de eletroerosão aumentam a vida à fadiga, em comparação com os provetes que não foram sujeitos a nenhum tratamento posterior, atenuando os efeitos prejudiciais que o processo de eletroerosão provocou [72].

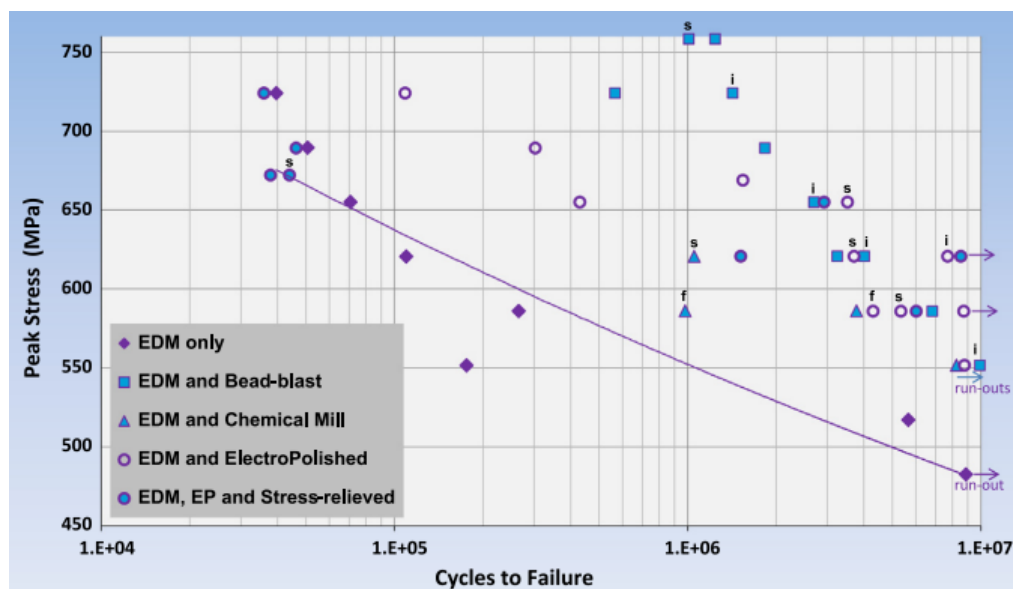


Figura 71: Resultados S-N dos provetes recozidos de Ti-6Al-4V maquinados pelo mesmo processo de eletroerosão e sujeitos a um tratamento posterior (ensaios de fadiga com  $R = 0,1$  e  $f = 10$  Hz) [72].

Tal como foi referido ao longo de toda a Secção 2.1 da presente dissertação, o processo de eletroerosão é muito utilizado quando o objetivo é obter furos. Neste âmbito, Lai e Koh [73], realizaram um estudo com o intuito de investigar os efeitos de diversos processos de fabrico utilizados para a realização de furos no comportamento à fadiga. Para isso, utilizaram provetes de aço AISI 1050 segundo a norma americana (ou JIS S 50 CM segundo a norma japonesa ou C53 segundo a norma europeia), e foram comparados os processos de eletroerosão, furação, retificação, *ballising* (trabalho mecânico da superfície visando tensões compressivas) e polimento. Apesar de este ser um aço ao Carbono bastante diferente do aço utilizado na presente dissertação, as conclusões retiradas acabam por ir de encontro às conclusões retiradas para o aço AISI D2. Mais uma vez se verifica que a vida à fadiga diminui à medida que a rugosidade superficial aumenta. Verificou-se que os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão por penetração não só foram os que apresentaram o pior acabamento superficial como também apresentaram a vida à fadiga mais curta. Estes resultados devem-se à existência de uma camada frágil ressolidificada – camada branca – existindo assim um estado de tensão residual de tração na superfície que favorece a iniciação de fendas de fadiga. O processo de polimento permitia obter a melhor superfície de acabamento. No entanto, considerando o tempo requerido para a produção de um acabamento final da superfície, o processo *ballising* é preferível uma vez que pode ser realizado num curto espaço de tempo (uma fração de segundo). Este processo também permitiu obter as vidas de fadiga mais longas do estudo, em comparação com os outros processos. Concluiu-se, então, que o processo *ballising* era o mais indicado para processo de acabamento de furos uma vez que melhora o comportamento de fadiga através de tensões residuais de compressão e ainda produz um bom acabamento superficial de forma económica e rápida [73].

Dhobe *et al.* [74] realizaram um estudo sobre as alterações nas propriedades metalúrgicas e nas características superficiais do aço de ferramenta AISI D2, devidas ao tratamento térmico, após o processo de maquinagem por eletroerosão por fio, uma vez que, durante o processo de remoção de material, a peça de trabalho sofre várias alterações. Por esta razão, são muitas vezes aplicados tratamentos térmicos posteriormente ao processo de maquinagem com o objetivo de melhorar as propriedades dos materiais. A composição do aço AISI D2 utilizado no estudo encontra-se indicada na Tabela 11 [74]:

Tabela 11: Composição química do aço AISI D2 utilizado no estudo de Dhobe *et al.* [74].

Elemento	C	Cr	Mo	Mn	V	Si
<b>Composição mássica</b> [%]	1,57	12,5	0,41	0,51	0,51	0,4

Para esta investigação, foi utilizado um elétrodo (ferramenta) de bronze, sendo os provetes preparados primeiramente por fresagem sendo depois sujeitos a tratamento térmico (têmpera e revenido) antes do processo de eletroerosão. Durante a maquinagem, os parâmetros de eletroerosão foram mantidos em valores constantes. Além da caracterização da superfície, realizada através de microscopia eletrónica de varrimento e da difração de raios-X, também foram realizadas medições de rugosidade da superfície e testes de dureza. Para perceber qual a influência dos tratamentos térmicos na dureza e na rugosidade da superfície, foram analisados setes tipos diferentes de provetes [74]:

- Estado recozido;
- Endurecido com único revenido a 250 °C;
- Endurecido com duplo revenido a 250 °C;
- Endurecido com triplo revenido a 250 °C;
- Endurecido com único revenido a 450 °C;
- Endurecido com duplo revenido a 450 °C;
- Endurecido com triplo revenido a 450 °C [74].

Na Tabela 12 apresentam-se, os resultados de dureza e rugosidade superficial média (Ra) obtidos neste estudo. Através da Tabela 12 observa-se que o revenido a altas temperaturas (450 °C) permite obter menores valores médios de dureza do que o revenido a baixas temperaturas (250 °C). Ao comparar o efeito de sucessivos revenidos na dureza e na rugosidade a baixas temperaturas (250 °C) e a altas temperaturas (450 °C) verifica-se que durante os processos de revenido sucessivos, a dureza e a rugosidade superficial diminuem gradualmente, no entanto, o revenido a baixas temperaturas permite obter um acabamento superficial de melhor qualidade. A diminuição sucessiva da dureza nos revenidos duplo e triplo pode ser atribuída ao crescimento de carbonetes finos nas múltiplas operações de revenido [74].



Tabela 12: Dureza média e rugosidade superficial para cada tratamento térmico realizado no estudo de Dhobe *et al.* [74].

Tipo de tratamento térmico	Designação do provete	Dureza média (HRC)	Ra ( $\mu\text{m}$ )
Estado recozido	Z	20,00	1,54
Endurecido com único revenido a 250 °C	C	62,33	1,41
Endurecido com duplo revenido a 250 °C	D	59,33	1,40
Endurecido com triplo revenido a 250 °C	E	54,34	1,39
Endurecido com único revenido a 450 °C	F	58,33	1,51
Endurecido com duplo revenido a 450 °C	G	52,66	1,47
Endurecido com triplo revenido a 450 °C	H	50,00	1,45

Através da comparação das imagens obtidas por SEM verificou-se que os carbonetos se encontram na matriz de martensite revenida. Com as sucessivas operações de revenido, cada vez mais carbonetos começam a precipitar, acabando por conferir uma uniformidade na distribuição dos carbonetos, sendo esta uniformidade refletida nos baixos valores de rugosidade superficial observados. Esta uniformidade também se reflete numa camada ressolidificada mais uniforme. À medida que esta uniformidade aumenta, a espessura da camada branca diminui. Esta diminuição é mais acentuada quando existem sucessivos revenidos a baixas temperaturas. Quando se verifica uma redução na rugosidade superficial e na espessura da camada branca, a qualidade superficial aumenta. Observou-se que, com sucessivos revenidos, a baixas temperaturas e a altas temperaturas, o valor médio da espessura da camada branca diminuiu. A variação da espessura desta camada depende dos parâmetros de maquinagem e da quantidade de energia gerada em cada faísca, durante o processo de maquinagem. Uma vez que neste estudo se mantiveram os parâmetros de maquinagem constantes, a energia gerada na faísca permanece também constante. Por esta razão, o endurecimento e o revenido do aço AISI D2 a baixas temperaturas têm desempenhado um papel de extrema importância quando se pretende diminuir

a espessura da camada branca. Além disso, como os parâmetros são mantidos em valores constantes, as propriedades do material da peça de trabalho, que são alteradas pelos tratamentos térmicos, influenciam, de forma importante, a rugosidade superficial. Durante o revenido, em primeiro lugar, a austenite retida transforma-se em martensite e em segundo lugar, a martensite formada durante o endurecimento é temperada pela expulsão de Carbono, causando a precipitação de finos carbonetos de Vanádio e Crômio. Concluiu-se assim, com este estudo, que para este aço o melhor tratamento térmico é o revenido triplo a 250 °C, uma vez que permite obter uma boa qualidade superficial ao reduzir a rugosidade superficial e a espessura da camada branca gerada pelo processo de eletroerosão [74].

Sidhom *et al.* [64] realizaram um estudo no qual foi analisada a retificação do aço AISI D2 utilizando dois tipos diferentes de mós. A retificação gera um endurecimento por deformação e uma distribuição de tensões residuais dependentes do tipo de mó utilizada. Quando é aplicada uma carga com um nível de tensão próximo do limite de fadiga, há deformação plástica das camadas macias (profundidade inferior a 20 µm) na zona da raiz do entalhe do provete e, conseqüentemente introduz-se uma relaxação da tensão residual nesta região [64].

## **3 Técnicas e Procedimentos Experimentais**

Neste capítulo pretende-se apresentar todas as técnicas utilizadas na parte experimental da presente dissertação assim como o material utilizado, os estudos prévios realizados e as máquinas de ensaios que foram utilizadas.

### **3.1 Apresentação do Material**

Nesta secção pretende-se apresentar o material que vai ser utilizado ao longo deste trabalho, as suas principais características e enquadrá-lo no grupo de materiais a que pertence.

#### **3.1.1 Aços para Ferramentas**

Em primeiro lugar, é importante fazer referência aos aços para ferramentas e as suas principais características, uma vez que o aço utilizado no estudo da presente dissertação faz parte deste tipo de aços. As propriedades que definem os aços para ferramentas incluem elevada resistência ao desgaste, estabilidade durante o tratamento térmico e resistência a altas temperaturas. De modo a desenvolver estas propriedades, os aços de ferramenta são sujeitos a tratamento térmico. Uma vez que os materiais podem sofrer distorção durante o tratamento térmico, é importante que as peças de precisão sejam sujeitas, em primeiro lugar, a operações de semi-acabamento, depois devem ser sujeitas a tratamento térmico e finalmente devem ser sujeitas às operações de acabamento final. Os aços de ferramenta são classificados em vários grupos, podendo ainda ser divididos em subgrupos de acordo com a composição da liga, capacidade que o aço tem para ser endurecido por tratamento térmico ou semelhanças mecânicas [75].

De acordo com a norma americana AISI, os aços podem ser classificados da forma apresentada na Tabela 13 [76]:

Tabela 13: Classificação dos aços para ferramenta segundo a norma AISI [76].

Grupo	Designação	Norma AISI
<b>Aço para trabalho a frio</b>	Elevado teor de Cr e C	D
	Têmpera ao ar	A
	Têmpera ao óleo	O
<b>Aços rápidos</b>	Ligado ao W	T
	Ligado ao Mo	M
<b>Aços para trabalho a quente</b>	Ligados ao Cr, W e Mo	H
<b>Aços de ferramenta de baixa liga</b>	Têmpera em água	W
<b>Aços resistentes ao choque</b>	Médio Carbono	S
<b>Aços para moldes</b>	Baixo Carbono	P

Entre as categorias de aços já apresentadas, os aços para ferramenta de trabalho a frio são aqueles com maior importância uma vez que são aços utilizados para vários tipos de ferramentas, moldes e outros tipos de aplicações, onde a alta resistência ao desgaste é um fator indispensável. De um modo geral, muitos aços para ferramentas satisfazem os requisitos de uma determinada aplicação e, por esta razão, a seleção final é feita tendo em conta a vida útil da ferramenta assim como o custo do material e do processo de fabrico. É expectável que o fator que mais afeta a vida útil da ferramenta seja o desgaste e, por este motivo, cada vez mais se têm investigado os mecanismos de desgaste nos aços para ferramentas de trabalho a frio [77, 78].

### 3.1.2 Aço AISI D2

No trabalho prático da presente dissertação optou-se por utilizar o aço ligado para ferramentas de trabalho a frio AISI D2 devido às suas propriedades já enumeradas anteriormente e por ser um aço muito utilizado em alguns componentes que fazem parte dos

moldes. Este aço apresenta diversas designações de acordo com a norma utilizada, apresentando-se na Tabela 14 as normas mais comumente utilizadas [68, 79-81].

Tabela 14: Normas equivalentes do aço ligado para ferramenta de trabalho a frio, AISI D2 [68, 79-81].

Norma	EURONORM	AISI	AFNOR	DIN	ASTM	SAE	JIS
	X160CrMoV12-1	D2	Z160CDV12	X155CrVMo12-1	A 681-94	J438-1970	SKD 11

O aço AISI D2 é um aço ledeburítico, ligado, com alto teor de Carbono e de Crômio. Este aço é caracterizado por uma elevada resistência ao desgaste devido à presença de elevadas percentagens de Crômio, alta resistência à compressão, boa temperabilidade (penetração de têmpera), elevada estabilidade durante o tratamento térmico, boa tenacidade dentro do grupo dos aços de ferramenta e boa resistência ao revenido. Além disso, possuiu uma excelente qualidade para corte e muito boa aptidão à nitruração [82, 83].

Quanto às aplicações, o aço para ferramentas AISI D2 é recomendado para ser utilizado em ferramentas que requerem uma elevada resistência ao desgaste devido à sua composição com elevado teor de Crômio combinada com uma tenacidade moderada (resistência ao choque) [83]. Também é utilizado para ferramentas de laminação de roscas e maxilas, lâminas de corte e cunhos de estampagem para material até 6 mm de espessura, extrusão a frio, cortantes de precisão para espessuras até 12 mm, punções para trabalho a frio, guias de fecho, ferramentas para estampagem profunda, moldes para plásticos com alta resistência ao desgaste e, ainda, em matrizes de extrusão. É importante salientar que seria impensável construir um molde na sua totalidade neste aço. O que acontece é que o aço AISI D2 é utilizado para pequenas partes do molde sujeitas a elevado desgaste, como é o caso das guias. Este aço, no entanto, é utilizado na totalidade, em moldes de embutidura e de conformação plástica [82].

Estes aços são geralmente maquinados pelo processo de eletroerosão de modo a fabricar componentes complexos em detrimento das operações de maquinagem convencional que originam um excesso de desgaste da ferramenta e custos elevados. Apesar das vantagens que o processo de eletroerosão possui, este processo leva à formação de uma camada danificada, tal como já foi referido na revisão bibliográfica, que possui um comportamento à fadiga diferente do comportamento do material base [63].

Relativamente à composição química deste aço, apresenta-se na Tabela 15 a gama de valores de cada elemento que fazem parte da sua composição química, de acordo com a norma ASTM e SAE (*Society of Automotive Engineers*) [68]:

Tabela 15: Composição química nominal do aço AISI D2 [68].

Elemento Químico	C	Mn	Si	P	S	Cr	Mo	V	Ni+Cu	Co
<b>ASTM</b> (% mássica)	1,4-1,6	0,1-0,6	0,1-0,6	0,03	0,03	11-13	0,7-1,2	0,5-1,1	0,75	----
<b>SAE</b> (% mássica)	1,4-1,6	0,3-0,5	0,1-0,6	----	----	11-13	0,7-1,2	0,8		0,60

Para o estudo da presente dissertação utilizou-se o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp, com a composição química indicada na Tabela 16 [82].

Tabela 16: Composição química do aço utilizado no presente estudo, fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].

Elemento Químico	C	Cr	Mo	V
(% mássica)	1,55	12,0	0,7	1,0

Relativamente às propriedades físicas do aço utilizado no estudo, como o coeficiente de dilatação térmica e a condutibilidade térmica, para diferentes temperaturas, as mesmas podem ser observadas na Tabela 17 e Tabela 18, respetivamente. Relativamente aos tratamentos térmicos para este aço, de acordo com a empresa ThyssenKrupp, apresentam-se na Tabela 19 e Tabela 20 as características dos mesmos [82]:

Tabela 17: Coeficiente de dilatação térmica para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].

Coeficiente de dilatação térmica	20-100 °C	20-200 °C	20-300 °C	20-400 °C
$10^{-6} \text{ m} / (\text{m} \cdot ^\circ\text{C})$	10,5	11,5	11,9	12,2

Tabela 18: Condutibilidade térmica para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].

Condutibilidade térmica	20 °C	350 °C	700 °C
$\text{W} / (\text{m} \cdot \text{K})$	16,7	20,5	24,2

Tabela 19: Características dos tratamentos térmicos para o aço AISI D2 fornecidas pela empresa ThyssenKrupp [82].

Tratamento térmico	Temperatura [°C]	Arrefecimento	Dureza após tratamento
<b>Recozimento</b>	830-860	Forno	Máxima 250 HB (25 HRC)
<b>Têmpera</b>	1000-1050	Óleo, ar ou banho quente a 500-550 °C	63 HRC

Tabela 20: Características do revenido para o aço AISI D2 fornecidas pela empresa ThyssenKrupp [82].

Tratamento térmico	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C	500 °C	525 °C	550 °C	600 °C
<b>Revenido (HRC)</b>	63	61	58	58	58	60	56	50

Na Figura 72 é possível observar o diagrama de revenido para o aço AISI D2 em que as zonas de revenido com o efeito de endurecimento secundário situam-se entre os 450 °C e os 525 °C [82].

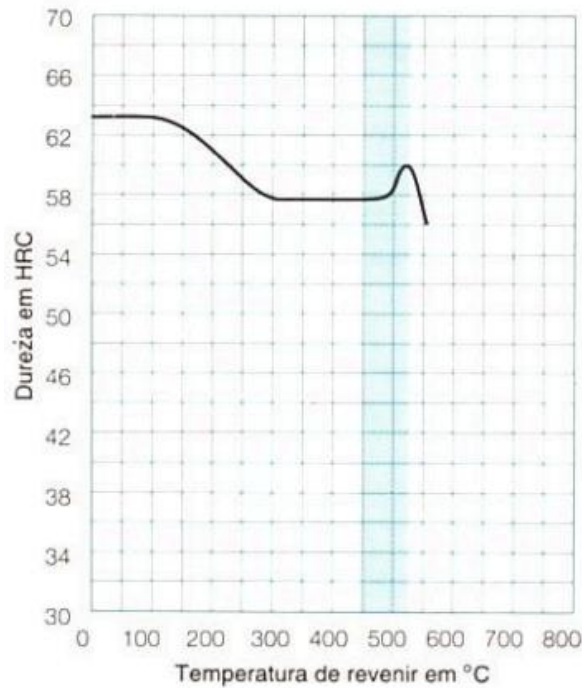


Figura 72: Diagrama de revenido para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].

Através do gráfico da Figura 72 é possível verificar que com a realização de um revenido a uma temperatura na ordem dos 525 °C consegue-se obter uma dureza muito próxima da dureza existente antes do revenido, o que é uma vantagem para o material pois conseguem-se valores de tenacidade e ductilidade mais elevados sem perda de dureza. Além destas características, também é possível observar na Figura 73, o diagrama de tempo-temperatura-transformação não interrompido, para uma temperatura de austenitização de 1030 °C [82].



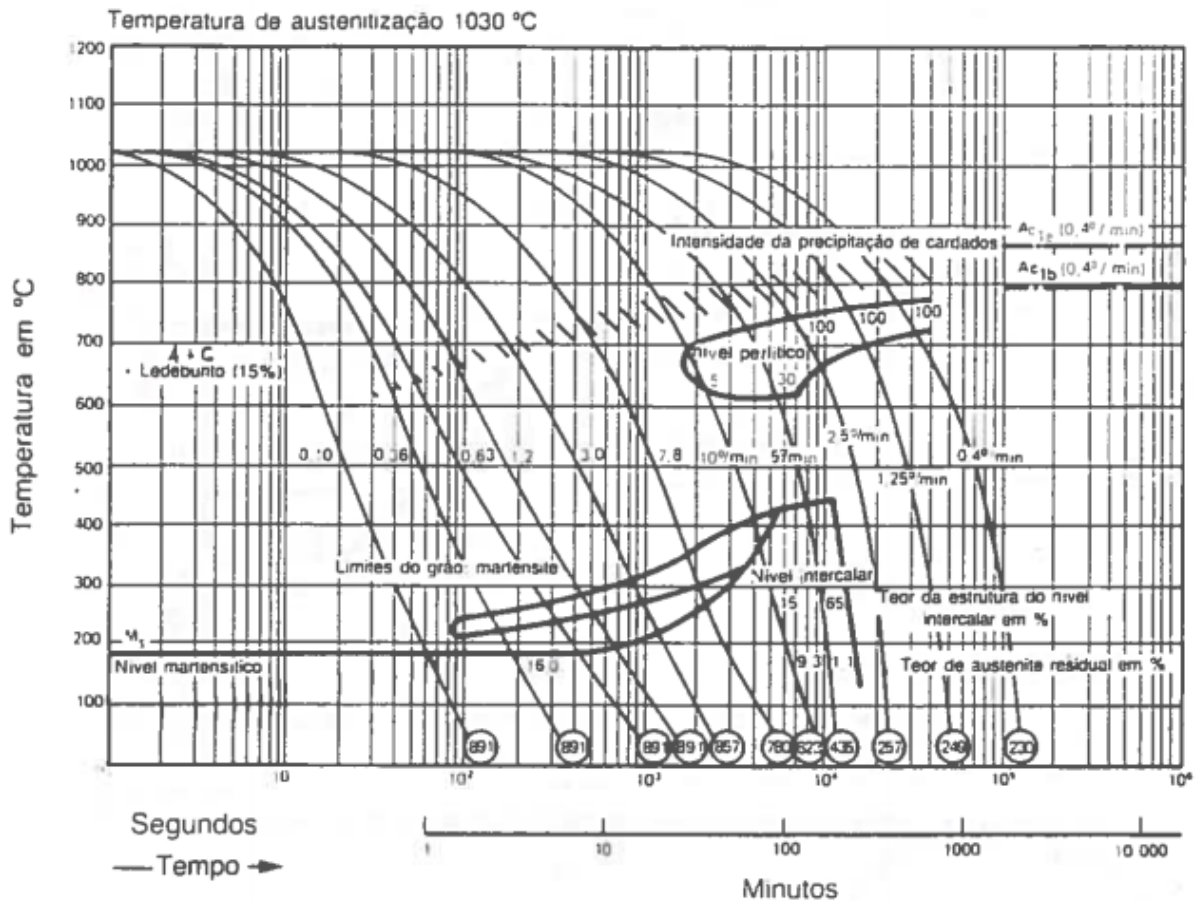


Figura 73: Diagrama de tempo-temperatura-transformação não interrompido, para uma temperatura de austenitização de 1030 °C, com arrefecimento contínuo para o aço AISI D2 fornecido pela empresa ThyssenKrupp [82].

Na Tabela 21, apresentam-se algumas propriedades adicionais do aço AISI D2, à temperatura ambiente (20 °C) obtidas da referência [80]:

Tabela 21: Propriedades do aço AISI D2 à temperatura ambiente [80].

Propriedade	Valor
Densidade	7,68 kg/dm <sup>3</sup>
Calor específico	0,439 J/(g.K)
Resistência elétrica específica	0,453 Ω.mm <sup>2</sup> /m
Módulo de elasticidade	215000 N/mm <sup>2</sup>

É relevante referir a importância dos tratamentos térmicos de revenido e têmpera, uma vez que estes foram realizados ao aço AISI D2 do presente estudo. A têmpera é utilizada para endurecer o aço ao formar-se martensite na sua microestrutura, ou seja, o seu principal objetivo é a obtenção de uma microestrutura que proporcione dureza e resistência mecânica elevadas. Na têmpera, a peça é aquecida até à temperatura de austenitização e em seguida é arrefecida a uma velocidade superior à velocidade crítica superior de têmpera, ocorrendo o aumento da dureza com a formação de martensite. Além da transformação martensítica com as tensões internas associadas, há o aparecimento de tensões residuais internas devido aos gradientes térmicos. Após têmpera o aço possui baixa ductilidade e baixa tenacidade ao choque. Por esta razão, após têmpera é realizado o revenido, para transformação de martensite em martensite revenida e alívio de tensões. A martensite revenida é uma martensite que libertou Carbono e é menos dura e mais tenaz do que a martensite após têmpera. O revenido é utilizado para corrigir os baixos valores de determinadas propriedades dos materiais (tenacidade e ductilidade). O revenido destina-se a corrigir esses inconvenientes, provocando uma evolução do material para um estado mais próximo do estado de equilíbrio sem atingi-lo completamente. O revenido é um tratamento térmico que consiste num aquecimento a temperaturas inferiores à temperatura eutectóide ( $A_1$ ), estágio a essa temperatura e arrefecimento posterior, geralmente ao ar. As propriedades mecânicas obtidas no revenido dependem das transformações dos constituintes obtidos depois da têmpera [84].

### **3.2 Provetes Utilizados**

Com o intuito de obter os provetes para o presente estudo, adquiriu-se, à empresa ThyssenKrupp, um bloco de aço AISI D2, no estado recozido (de amaciamento), com as seguintes dimensões 210x28x575 mm, com o objetivo de preparar 50 provetes com as dimensões finais 210x25x6 ( $L_{total} \times b \times h$ ). O bloco de aço foi cortado nas oficinas da FEUP, utilizando uma serra mecânica e as etapas de preparação do material são apresentadas de seguida:

- Corte em serrote mecânico de tiras com 8 mm de espessura (210x28x8 mm);
- Fresagem para 210x25x7 mm;
- Retificação 210x25x6,5 mm
- Tratamento térmico de têmpera e primeiro revenido;

- Desempeno dos provetes;
- Segundo revenido;
- Retificação das quatro faces laterais para as dimensões finais;
- Maquinagem por eletroerosão na zona central do provete.

As superfícies do provete referentes aos topos (face Y indicada na Figura 75) não foram objeto de acabamento uma vez que não têm qualquer relevância no estudo a realizar.

Para a retificação foi utilizada uma mó de retificação da empresa Dragão Abrasivos, com a designação 4A-36-J8-VWE-B2. Esta designação indica as especificações normalizadas da mó. A mó utilizada é plana do tipo 1 e possui um diâmetro externo (D) de 350 mm, uma espessura (T) de 50 mm e um diâmetro interno (H) de 127 mm [85]. Em cada passagem de mó foram retirados 0,05 mm para as operações de desbaste e 0,02 mm para as operações de acabamento. A frequência de rotação da mó foi de 1750 rpm.

Em relação aos tratamentos térmicos, estes foram realizados na empresa ThyssenKrupp, sendo, depois, ainda realizada uma retificação final nas quatro faces laterais dos provetes de modo eliminar alguns empenos dos provetes. Assim sendo, foram realizados têmpera e revenidos. O diagrama de revenido pode ser observado na Figura 72 da Secção 3.1.2. A têmpera foi realizada a 1020 °C durante 30 minutos após homogeneização e arrefecimento ao óleo. Foram realizados dois revenidos a 515 °C e 505 °C durante 3 horas. A dureza final é de 58-60 HRC. Estes tratamentos térmicos foram referidos na Tabela 19 e Tabela 20 da Secção 3.1.2. Os eventuais empenos que surgem estão diretamente relacionados, entre outros, com o modo como o material foi cortado e respetivo sentido do alinhamento de grãos (fibra). O gráfico da têmpera realizada é apresentado na Figura 74 [82]:

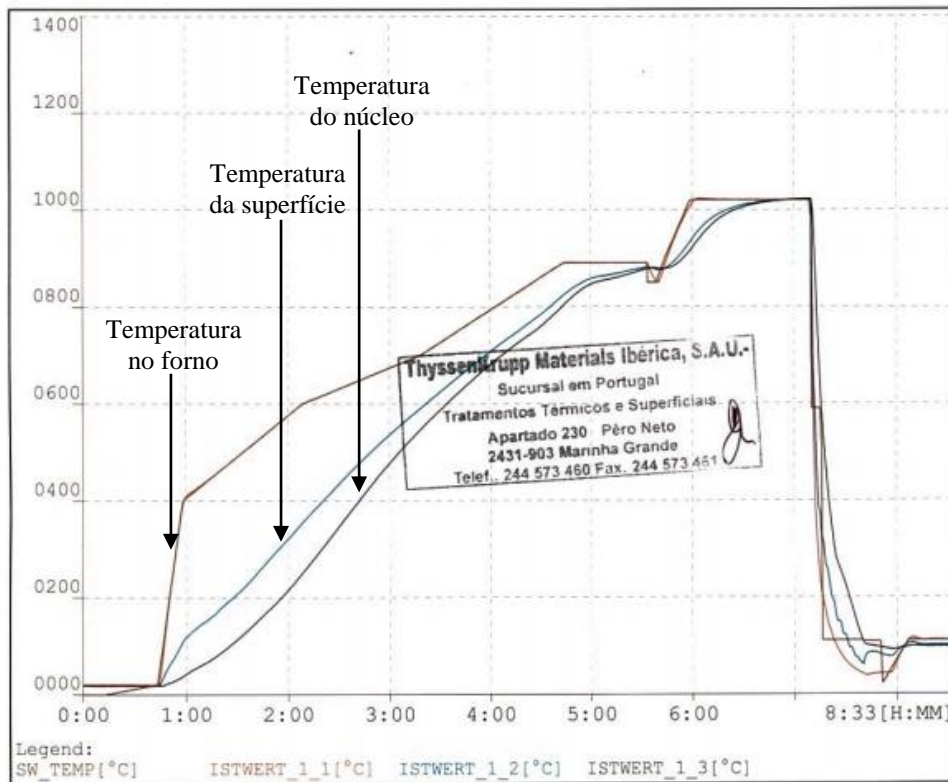


Figura 74: Gráfico da têmpera realizada pela empresa ThyssenKrupp aos provetes do aço AISI D2 [82].

Os provetes foram retificados após tratamento térmico de modo a corrigir empenos resultantes desses mesmos tratamentos. Para esta retificação a mó utilizada foi a mesma já referida anteriormente.

A etapa seguinte foi a medição das dimensões  $b$  e  $h$  dos provetes no estado tratado e no estado retificado, sendo cada um dos provetes numerados para uma mais fácil identificação dos mesmos. De modo a obter valores mais corretos realizaram-se três medições para cada uma das dimensões, em cada um dos 50 provetes, obtendo-se um valor médio para a dimensão  $b$  de 24,65 mm e um valor médio para a dimensão  $h$  de 6,2 mm. De referir que estes valores médios foram utilizados nas simulações realizadas, referidas na Secção 3.4. Assim, pode-se afirmar que as dimensões médias dos provetes finais são 210x24,65x6,2 mm. A dimensão de 210 mm é dada para que os provetes possam estar corretamente apoiados na máquina de ensaios de fadiga, sendo que o comprimento efetivo é de 150 mm (comprimento entre apoios). Os provetes finais, assim como as suas dimensões finais podem ser observados na Figura 75.

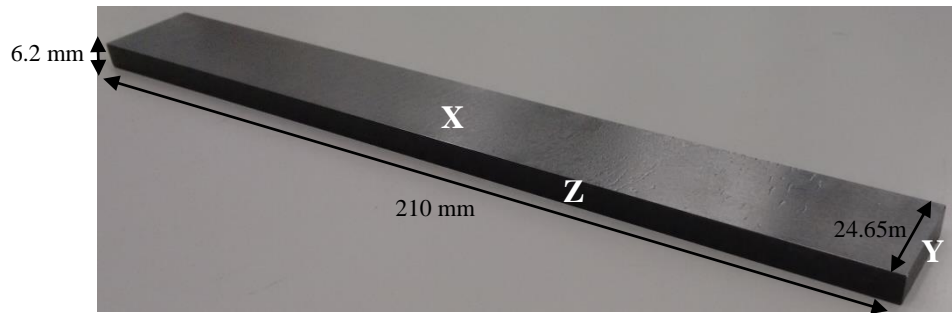


Figura 75: Dimensões dos provetes utilizados no presente estudo.

Na Figura 76 é possível observar os 50 provetes, no estado tratado, e retificados em todas as faces à exceção dos topos.

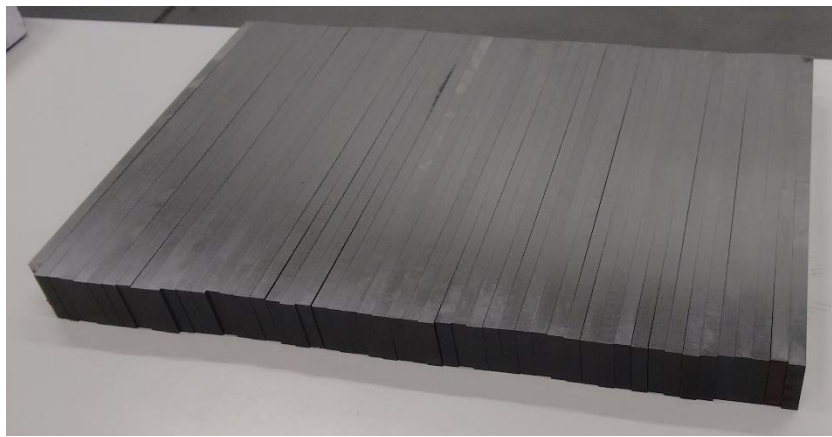


Figura 76: Provetes utilizados no presente estudo, após tratamento térmico e retificação.

Fukaura *et al.* [86] encontram alguns valores de propriedades para o aço em estudo na presente dissertação, de acordo com a temperatura de revenido utilizada. Para esse estudo utilizaram o aço AISI D2 sujeito a dois revenidos, tal como no presente estudo. Essas propriedades encontram-se na Tabela 22 [86].

Tabela 22: Propriedades do aço AISI D2 para duplo revenido realizado a 500 °C [86].

Temperatura revenido [°C]	Dureza [HV]	Tensão limite elástico [MPa]	Tensão rotura [MPa]	Extensão após rotura [%]	Estricção após rotura [%]
500	765	1660	2190	1,6	1,5

Depois dos provetes terem sido sujeitos a tratamento térmico (têmpera e revenido) e com retificação posterior, realizaram-se medições de macro-dureza Vickers para confirmar os valores fornecidos pelo fabricante. Assim, realizaram-se dois ensaios em cada uma das extremidades dos provetes obtendo-se uma média de 653 HV (dureza equivalente de 58 HRC), estando este valor dentro dos limites de 58 HRC a 60 HRC indicados pela empresa ThyssenKrupp, referido anteriormente na presente secção. Verifica-se que este valor é bastante elevado pelo que é difícil maquinar este material utilizando um processo de maquinagem convencional, razão pela qual é utilizado o processo de maquinagem por eletroerosão.

### 3.2.1 Análise da Microestrutura

Posteriormente, foram realizadas análises à microestrutura do aço AISI D2. Optou-se por realizar uma análise de uma amostra do aço no estado fornecido (recozido) e uma análise do aço com tratamento térmico (têmpera e revenido), ambos antes do processo de eletroerosão e dos ensaios de fadiga.

Com o intuito de se verificar se existem diferenças significativas na microestrutura do material consoante a direção que se está a analisar, foram observadas seis amostras. Três eram referentes ao aço no estado fornecido (recozido), retiradas das faces indicadas com os números 1, 2 e 3; as outras três, alusivas ao aço no estado tratado, foram retiradas das faces assinaladas com os números 1 (T), 2 (T) e 3 (T). Na Figura 77 apresenta-se um esquema do bloco de material que deu origem aos 50 provetes e o local de onde as amostras foram retiradas assim como a face analisada correspondente a cada um dos números referidos.

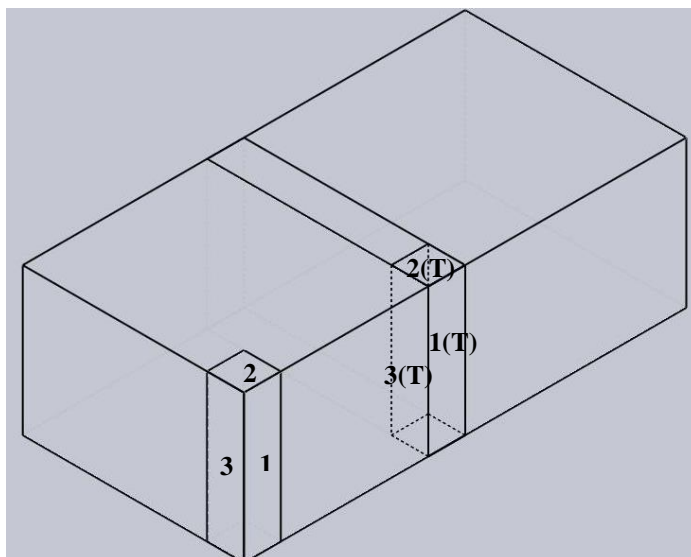


Figura 77: Esquema do bloco de material utilizado e os locais de onde as respectivas amostras foram retiradas.

Posteriormente, as amostras, devido às suas reduzidas dimensões, foram montadas em resina. De seguida, as amostras foram desbastadas, utilizando as seguintes lixas (SiC) de água para metal pela ordem de granulometria seguinte: P80, P180, P320 e P800 [87].

Após o desbaste, realizou-se o polimento, primeiro com panos (feltros) embebidos em alumina e em seguida com panos embebidos em partículas de diamante com tamanho de grão de 3  $\mu\text{m}$  e 1  $\mu\text{m}$ .

Por fim, as amostras foram sujeitas a um ataque químico com uma solução de Nital a 2% para revelar a microestrutura. Todos estes procedimentos tiveram como principal objetivo a preparação das amostras, para posteriormente serem observadas ao microscópio, ou seja, análise metalográfica.

Posteriormente, as seis amostras foram analisadas ao microscópio ótico, modelo Axiophot da marca Zeiss. As amostras no estado tratado apresentam todas o mesmo aspeto, passando-se o mesmo com as amostras no estado fornecido. Por esta razão, decidiu-se apenas apresentar uma fotomicrografia para a amostra no estado fornecido (recozido de amaciamento) e uma para a amostra no estado tratado (têmpera e revenido), tal como apresentado na Figura 78, (a) e (b) respetivamente, sendo a imagem (c) uma ampliação da amostra número 2 no estado tratado, 2 (T).



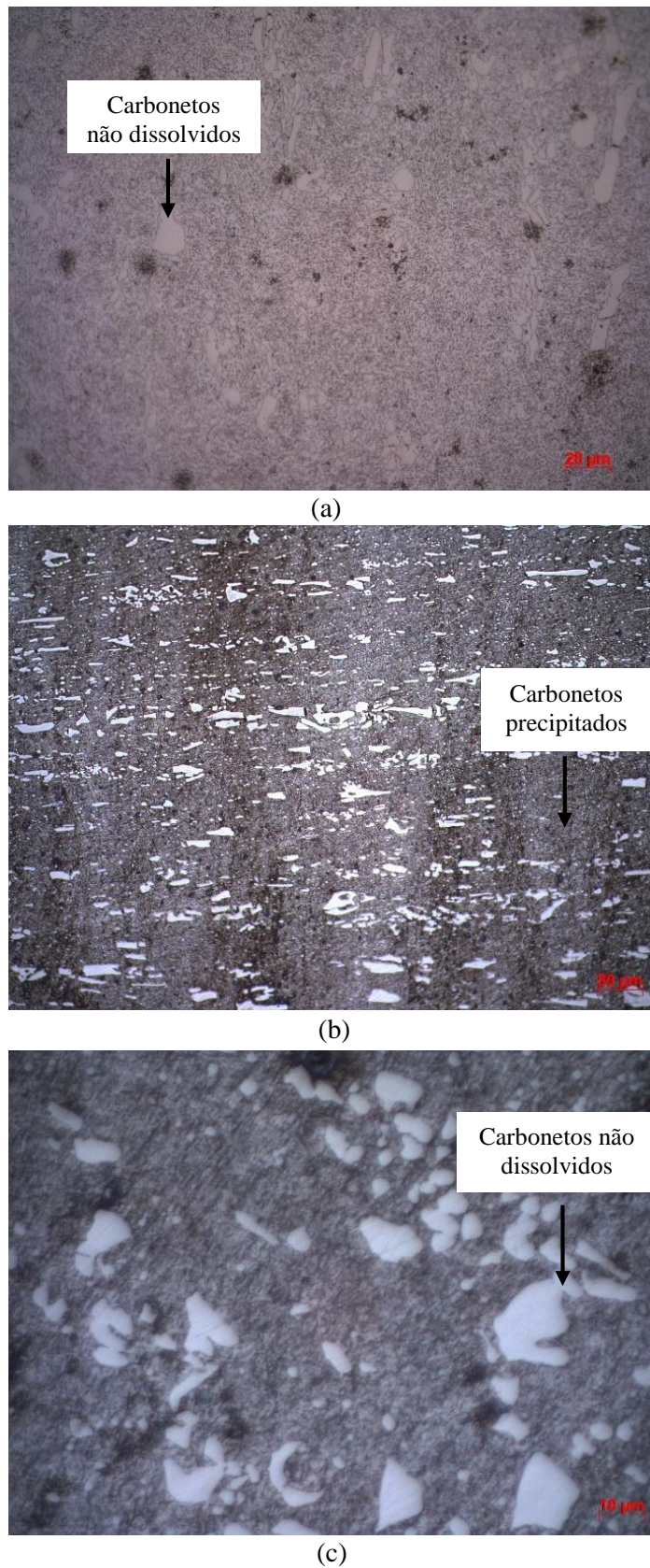


Figura 78: Fotomicrografias das amostras obtidas por microscópio ótico: (a) amostra 1 no estado fornecido; (b) amostra 1 estado tratado; (c) amostra 2 estado tratado.



Na Figura 78 (a), referente à amostra no estado fornecido, observa-se uma matriz ferrítica com carbonetos globulizados e carbonetos não dissolvidos. Nas amostras no estado tratado, Figura 78 (b) e (c), observa-se uma matriz de martensite revenida com precipitação de carbonetos (partículas pequenas) e carbonetos não dissolvidos (partículas brancas maiores). Os carbonetos precipitados, de menores dimensões, são, possivelmente, de Vanádio, Molibdênio e Crômio; ao passo que os carbonetos não dissolvidos, de grandes dimensões, são carbonetos de Crômio ligados com Ferro. Esta microestrutura será confirmada na Secção 4.3.3.1 através da microscopia eletrônica de varrimento. A precipitação de carbonetos dá-se durante o revenido (endurecimento secundário) ao passo que os carbonetos não dissolvidos já existiam antes do tratamento térmico de têmpera (visíveis na Figura 78 (a)), mantendo-se, ainda, após este. Na amostra 1 tratada (Figura 78 (b)) é possível observar um certo alinhamento que pode estar relacionado com a zona de onde o material foi cortado. A partir da Figura 78 (b) e (c) pode-se concluir que, apesar do tratamento térmico de têmpera e revenido, este aço possui uma microestrutura bastante heterogênea, com vários carbonetos de grandes dimensões, de elevada dureza e muito frágeis, o que pode vir a ser um fator influente na vida à fadiga deste material.

Após esta análise de microestrutura, foram medidas micro-durezas Vickers utilizando uma carga de 50 gramas, para confirmar, efetivamente, a presença de carbonetos. Foram realizadas medições tentando ao máximo medir a zona de carbonetos e as zonas de matriz ferrítica para o caso de amostras no estado fornecido, e zonas de matriz martensítica revenida para o caso das amostras tratadas. Obtiveram-se os resultados apresentados na Tabela 23:

Tabela 23: Resultados das micro-durezas para as várias amostras.

Amostra	Zona de medição	Dureza medida (HV <sub>0,05</sub> )	Dureza equivalente (HRC)
<b>1: estado fornecido</b>	Carbonetos não dissolvidos	1564	76,1
	Matriz	259,5	23,9
<b>2: estado fornecido</b>	Carbonetos não dissolvidos	-	-
	Matriz	270,9	25,8
		289,3	28,4
<b>2: tratada</b>	Carbonetos não dissolvidos	965	68,3
	Matriz ferrítica	759	62,5
<b>3: tratada</b>	Carbonetos não dissolvidos	1648,3	77,1
	Matriz	671,5	58,8

Através dos resultados indicados na Tabela 23, conclui-se que as zonas mais claras (brancas) da Figura 78 são, efetivamente, carbonetos devido à sua elevada dureza, bastante superior à dureza medida fora dos mesmos.

Posteriormente, foram realizadas medições de macro-dureza Vickers com uma carga de 40 Kg para confirmar os valores obtidos anteriormente. Estas medições representam um valor médio da dureza em toda a superfície ao passo que as medições de micro-dureza eram concentradas apenas numa zona. Os resultados obtidos apresentam-se na Tabela 24.

Tabela 24: Resultados das macro-durezas para as várias amostras.

Amostra	Dureza medida (HV)	Dureza equivalente (HRC)
<b>Amostra 1 (estado fornecido)</b>	213	-
<b>Amostra 2 (estado fornecido)</b>	200	-
<b>Amostra 3 (estado fornecido)</b>	213	-
<b>Amostra 2 (tratada)</b>	724	61,2
<b>Amostra 3 (tratada)</b>	702	60,2

A partir dos resultados obtidos é possível verificar que o valor da dureza média das amostras no estado fornecido é inferior ao valor da dureza média obtida para as amostras tratadas (têmpera e revenido), tal como seria de esperar. Também se verifica que os valores de dureza obtidos para as amostras tratadas coincidem com os valores obtidos da dureza já indicados na Secção 3.2.

### 3.3 Ensaio Flexão Quási-Estáticos

Nesta secção apresentam-se os resultados obtidos com um ensaio de flexão em três pontos quási-estático realizado no domínio elástico do material, com vista à avaliação do módulo de elasticidade do material. Para este ensaio foi utilizado um provete no estado tratado e retificado, antes de maquinado pelo processo de eletroerosão e antes de ser sujeito a ensaios de fadiga, tal como representado na Figura 79.

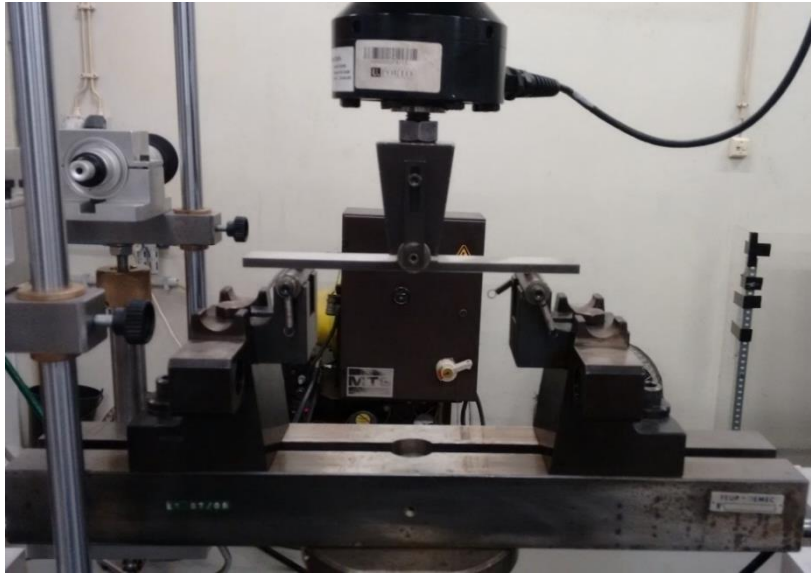


Figura 79: Ensaio de flexão em três pontos.

Este ensaio, além de permitir obter uma relação entre a força aplicada e o deslocamento, permite também comparar os valores obtidos através do mesmo com os valores encontrados através das simulações, tanto analítica como pelo método dos elementos finitos, abordadas na Secção 3.4 para o ensaio de flexão em três pontos. Além disso, o ensaio de flexão também vai permitir encontrar o valor do módulo de elasticidade do aço utilizado no presente estudo. O provete utilizado (Nº 26) possuía as seguintes dimensões 25x6,1x210 mm sendo o comprimento entre apoios de 150 mm tal como se pretende usar nos ensaios de fadiga a apresentar futuramente. É importante referir que este provete ainda não tinha sido retificado nas faces Z pelo que é importante ter em conta que os provetes testados à fadiga terão uma dimensão b menor (24,65 mm), tal como já foi referido.

Através deste ensaio, foi possível obter a curva da força, P, em função do deslocamento ( $\delta$ ), tal como representado no gráfico da Figura 80 assim como a respetiva função linear ajustada que fornece o valor da rigidez experimental. Também é possível relacionar o valor da rigidez com o valor da força e do deslocamento através da seguinte equação:

$$K = \frac{48 \cdot E \cdot I}{L^3} = \frac{P}{\delta} \quad (61)$$

Em que  $I$  é calculado pela seguinte equação:

$$I = \frac{b \cdot h^3}{12} \quad (62)$$

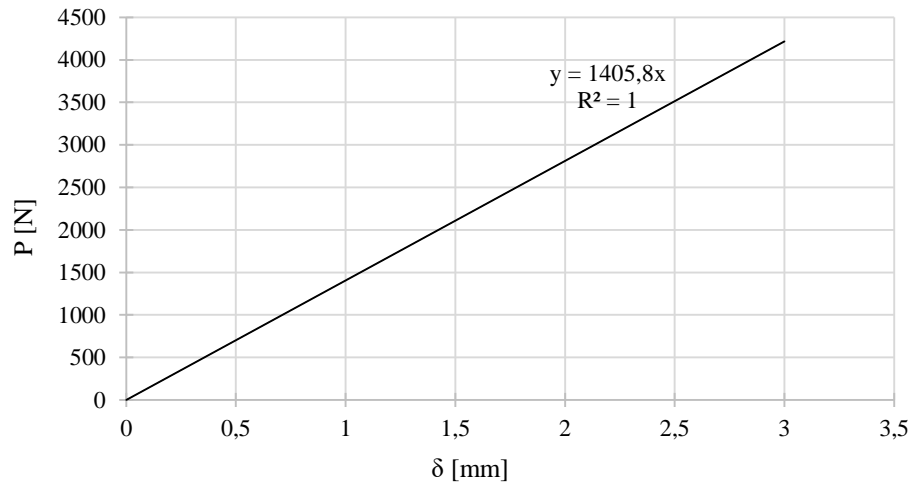


Figura 80: Gráfico da força em função do deslocamento, obtido através do ensaio de flexão em três pontos.

De acordo com a expressão (61) e observando o gráfico da Figura 80, confirma-se que existe uma relação linear entre a força e o deslocamento. Esta correlação encontrada através do gráfico da Figura 80 será importante para estimar qual o deslocamento a impor na máquina de ensaios de fadiga, de acordo com carga que se pretende aplicar. Também é possível constatar que o valor da rigidez, valor do declive do gráfico, é de 1405,8 N/mm. Com esta informação, e através da equação (61), sabendo o valor do momento de inércia (calculado pela equação (62)),  $I$  de 472,88 mm<sup>4</sup>, é possível calcular o módulo de elasticidade deste aço, obtendo-se assim um valor de aproximadamente 209000 N/mm<sup>2</sup>, próximo do valor referido na Tabela 21 da Secção 3.1.2.

Posteriormente, foi realizado o estudo do momento fletor em função do valor da carga aplicada, utilizando para isso a equação seguinte:

$$M_{m\acute{a}x} = \frac{P \cdot L}{4} \quad (63)$$

Através do cálculo anterior, é possível obter os valores da tensão dados pela seguinte equação:

$$\sigma_{m\acute{a}x} = \frac{M_{m\acute{a}x} \cdot h}{I \cdot 2} \quad (64)$$

Com estes valores, é possível traçar o gráfico que relaciona a tensão máxima de flexão ( $\sigma_{m\acute{a}x}$ ) em função do deslocamento máximo a meio vão ( $\delta$ ), representando pela Figura 81, e encontrar a respetiva equação.

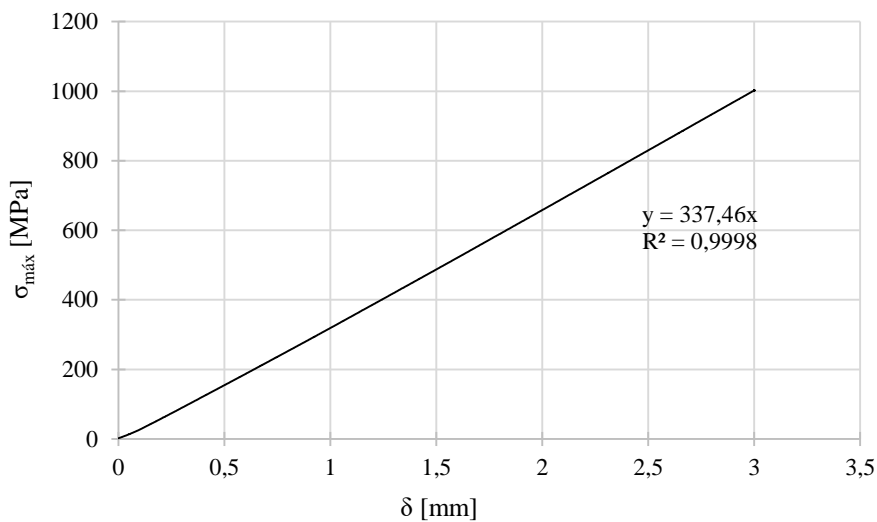


Figura 81: Gráfico da tensão em função do deslocamento, obtido através do ensaio de flexão em três pontos.

Posteriormente, e com o intuito de avaliar algumas propriedades de resistência estática do aço do presente estudo, como a tensão de cedência e tensão de rotura, decidiu-se realizar um ensaio destrutivo de flexão em três pontos, tal como apresentado na Figura 82, utilizando, para o efeito, o provete 24. Apesar de o ensaio de tração ser o ideal para avaliar este tipo de propriedades, não foi possível executá-lo uma vez que seria necessária uma carga bastante mais elevada do que o limite da máquina, tendo em conta as dimensões da secção transversal dos provetes preparados e as características do material.



Figura 82: Ensaio de flexão em três pontos quase-estático destrutivo.

No gráfico da Figura 83 é apresentada a relação entre a carga aplicada ( $P$ ) durante o ensaio de flexão e o deslocamento ( $\delta$ ) sofrido pelo provete.

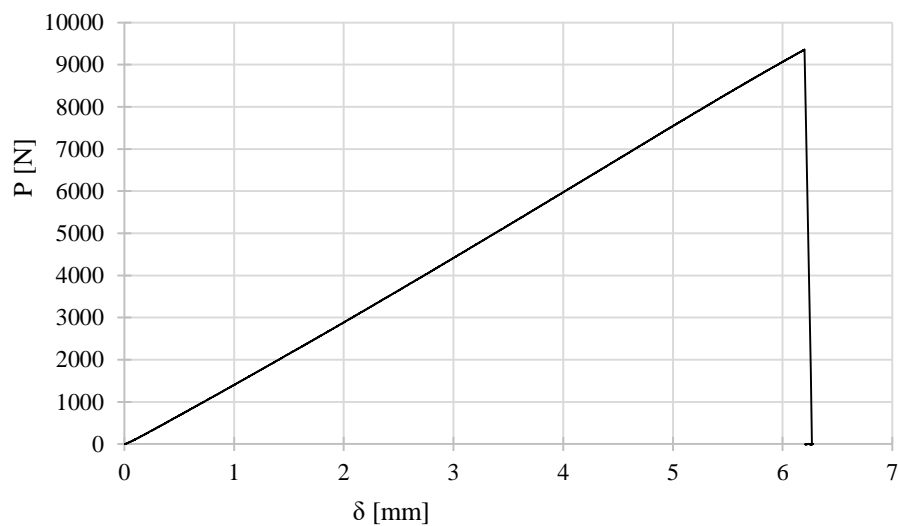


Figura 83: Gráfico referente ao ensaio de flexão em três pontos quase-estático destrutivo.

Através do gráfico da Figura 83, novamente se confirma que existe uma relação linear entre a força e o deslocamento praticamente até à rotura do provete, sendo esta relação dada pela equação seguinte, muito semelhante à equação obtida pelo gráfico da Figura 80, como seria de esperar:

$$F = 1530,1 \cdot \delta \quad (65)$$

Com este ensaio apenas é possível estimar o valor da tensão de rotura do material. Pela análise do ensaio constata-se um comportamento linear até à rotura não sendo possível estimar qualquer cedência plástica do material antes da rotura final. Note-se que este ensaio de flexão também não será o mais adequado para estimar a tensão de cedência do material sendo recomendado o uso de ensaios de tração. O material tem um comportamento bastante frágil e a sua extensão após rotura é bastante baixa. Na Tabela 25 apresentam-se os resultados deste ensaio assim como as dimensões do provete utilizado, sendo  $P_{\text{máx}}$  e  $\delta_{\text{máx}}$  a carga e o deslocamento máximos aplicados aquando da rotura do provete, respetivamente,  $b$  e  $h$  a largura e espessura do provete, respetivamente, a distância entre apoios ( $L$ ) é de 150 mm e  $\sigma_{\text{máx}}$  é a tensão máxima calculada através da equação seguinte:

$$\sigma_{\text{máx}} = \frac{3 \cdot P \cdot L}{2 \cdot b \cdot h^2} \quad (66)$$

Tabela 25: Resultados obtidos através do ensaio de flexão em três pontos.

$P_{\text{máx}}$ [N]	$\delta_{\text{máx}}$ [mm]	$b$ [mm]	$h$ [mm]	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]
9357,97	6,197	24,63	6,125	2278,70

Através dos resultados da Tabela 25 pode-se concluir que a tensão de rotura do aço AISI D2 utilizado neste estudo é de 2278,7 MPa.

Na Figura 84 é possível observar as superfícies de fratura do provete 24 após a rotura, verificando-se uma superfície característica de uma fratura frágil, ou seja, sem indícios de deformação plástica. Também é possível observar a presença de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões na superfície de fratura.



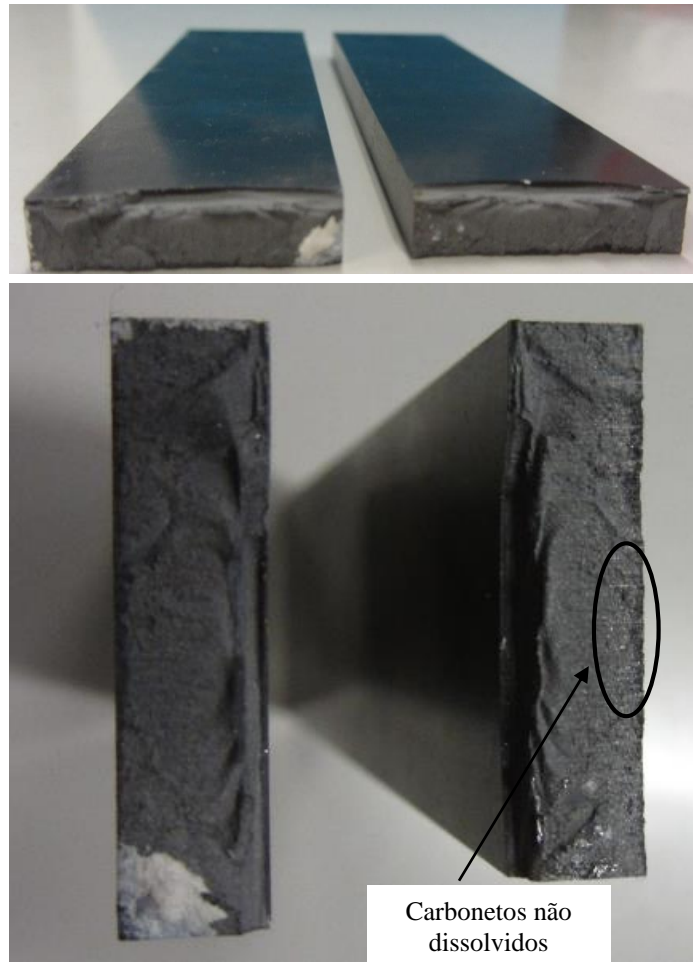


Figura 84: Superfícies de fratura do provete 24 após o ensaio de flexão em três pontos monotónico.

### **3.4 Simulação do Ensaio de Flexão em Três Pontos**

Nesta secção pretende-se simular, quer utilizando uma solução analítica quer utilizando o método dos elementos finitos, o ensaio de flexão em três pontos que corresponderá à configuração dos ensaios de fadiga a realizar na presente dissertação. Apesar de existirem soluções analíticas para a flexão de vigas em três pontos, pretende-se verificar com este estudo a aplicabilidade dessas soluções analíticas ao ensaio de flexão com as dimensões propostas neste estudo.

### 3.4.1 Solução Analítica Euler-Bernoulli

Inicialmente foram realizados alguns cálculos de modo a averiguar quais as forças que se iriam obter na máquina de ensaios de fadiga. Este estudo prévio teve como principais objetivos verificar se a máquina de ensaios estava preparada para ensaios desta grandeza e ter um valor de cargas como ponto de partida. Além disso, este estudo inicial também irá servir para comparar os valores obtidos com a simulação realizada com o *software* Abaqus. Assim sendo, foram obtidos os valores indicados na Tabela 26, para as dimensões dos provetes já referidas na Seção 3.2, ou seja, um valor de b de 24,65 mm, de h de 6,2 mm e uma distância entre apoios de 150 mm, e para um deslocamento imposto a meio vão de 2,1 mm. Este deslocamento foi selecionado por ser o valor máximo usado nos ensaios de fadiga. Desta forma também é possível avaliar a carga máxima a que vão estar submetidas as células de carga da máquina de ensaios. Estes resultados foram calculados através da equação (61) já referida e das equações (67), (68) indicadas de seguida, válidas para o ensaio de flexão em três pontos:

$$M_{\text{máx}} = \frac{12 \cdot E \cdot I}{L^2} \cdot \delta \quad (67)$$

$$\sigma_{\text{máx}} = \frac{6 \cdot E}{L^2} \cdot \delta \cdot h \quad (68)$$

em que P é a carga aplicada a meio vão, E o módulo de elasticidade do material encontrado através do ensaio de flexão referido na Secção 3.3, I o momento de inércia da secção retangular,  $\delta$  o deslocamento imposto no ensaio de fadiga, L a distância entre apoios,  $M_{\text{máx}}$  o momento máximo,  $\sigma_{\text{máx}}$  a tensão máxima, h e b a espessura e largura do provete, respetivamente e k a rigidez do material.

Tabela 26: Solução analítica Euler-Bernoulli.

k [N/mm]	E [N/mm <sup>2</sup> ]	I [mm <sup>4</sup> ]	$\delta_{\text{máx}}$ [mm]	P <sub>máx</sub> [N]	P/2 <sub>máx</sub> [N]	M <sub>máx</sub> [N.mm]	$\sigma_{\text{máx}}$ [MPa]
1455,21	209000	489,57	2,1	3055,93	1527,97	114597,48	725,65
1455,21	209000	489,57	3,0	4365,62	2182,81	163710,68	1036,64

Os resultados da Tabela 26 foram obtidos tendo em conta a Teoria Clássica de Flexão de Vigas Euler-Bernoulli, sendo esta válida para os casos em que a dimensão  $L$  é bastante superior à dimensão  $h$ , sendo geralmente utilizada a condição de  $L$  ser quinze vezes superior a  $h$ , condição essa verificada no caso do estudo da presente dissertação.

### **3.4.2 Método dos Elementos Finitos**

Decidiu-se realizar uma simulação no *software* Abaqus de modo a verificar se as forças teóricas, obtidas através da solução analítica, estavam de acordo com o modelo da simulação de um provete sem qualquer fenda. Também se pretende, com o modelo proposto, relacionar o comprimento de uma hipotética fenda de fadiga ( $a$ ) com o valor da rigidez ( $k$ ), de modo a conseguir criar-se uma relação que consiga prever quando se dá o aparecimento de uma fenda durante o ensaio experimental, por variação da rigidez ou flexibilidade do provete. Para isso foi construído um modelo equivalente ao ensaio de fadiga, modelando assim uma situação de flexão em três pontos. Neste modelo, e com vista a avaliação do efeito de uma fenda na rigidez do provete, o valor do comprimento da fenda foi sendo variado de modo a obter os valores correspondentes da força. Uma vez que os ensaios de fadiga são realizados em controlo de deslocamento, quando se inicia uma fenda o valor da força decrescerá por diminuição da rigidez do provete. Assim sendo, conhecida a variação da rigidez com o comprimento de fenda pode-se estabelecer um critério de paragem do ensaio baseado no desenvolvimento de uma fenda de fadiga de determinada dimensão (por exemplo, 0,1 mm).

De referir que se optou por estudar metade do modelo, por uma questão de simplicidade, sabendo que este é simétrico. Para todas as simulações referidas nesta secção, foi utilizado o módulo de elasticidade encontrado pelo ensaio de flexão em três pontos, referido na Secção 3.3 de 209000 N/mm<sup>2</sup>, uma distância entre apoios de 150 mm e tamanho do elemento finito de 0,1 mm de lado. Este tamanho de malha é suficientemente refinado para permitir obter resultados numéricos mais precisos.

Começou-se por simular o ensaio de flexão, sem existência de fenda. Nesta simulação foi imposto um deslocamento de 3 mm, valor esse correspondente ao deslocamento máximo imposto para o ensaio de flexão (Figura 81). O resultado desta simulação é visível na Figura 85.

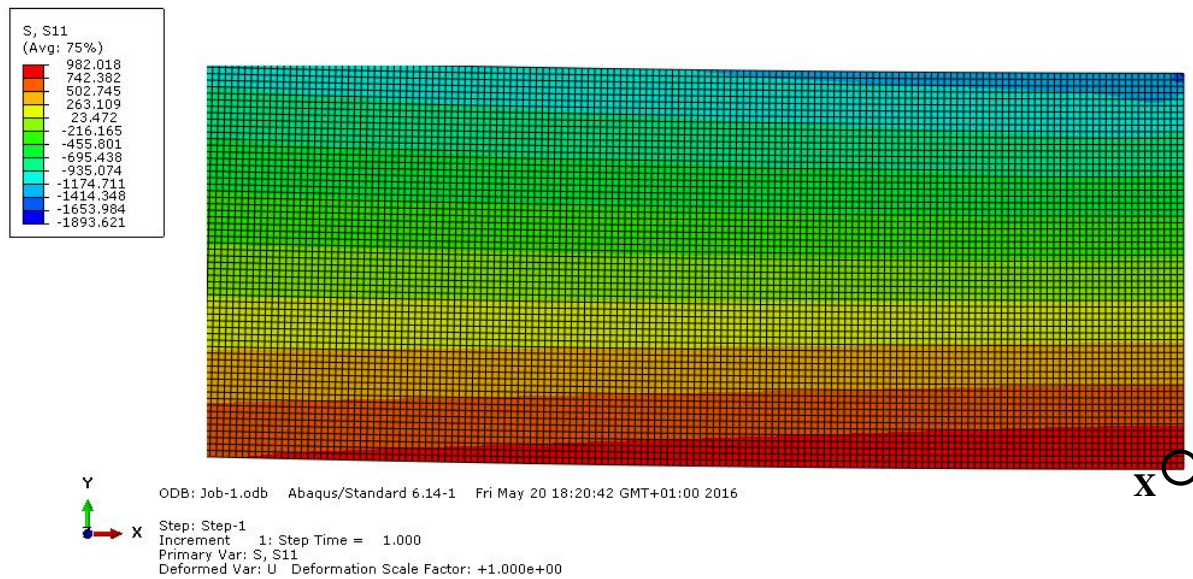


Figura 85: Valor da tensão normal segundo X na região central do provete, para a situação de ausência de fenda, obtida com o *software* Abaqus.

A tensão máxima de tração ocorre na zona do ponto X e, neste caso, é de 982 MPa, muito próximos dos 1000 MPa obtidos pelo ensaio de flexão para o valor de deslocamento máximo de 3 mm (Figura 81). Esta pequena diferença entre o valor obtido no ensaio de flexão e o valor obtido pela simulação através do *software* Abaqus pode ser devida a erros numéricos (como por exemplo o refinamento de malha, as condições de fronteira não serem ideais).

De seguida, com o intuito de obter a relação entre a rigidez e o comprimento de fenda, realizaram-se várias simulações nas quais apenas foi alterado o valor do comprimento de fenda, mantendo todos os restantes parâmetros constantes, em particular o deslocamento imposto e procurou-se avaliar a evolução do valor da carga. Apesar do valor do deslocamento imposto ir variando ao longo de uma sequência de ensaios de fadiga com vista a obtenção de curvas S-N, este aspeto não vai influenciar a curva de rigidez-comprimento de fenda pois é esperado um comportamento linear elástico do material. Foram dadas as condições de fronteira respetivas e imposto um deslocamento vertical de 2,1 mm para todas as simulações aqui referidas. Foi utilizado um valor de b de 24,65 mm e um valor de h de 6,2 mm, dimensões estas baseadas na média das medições dos provetes.

Na Figura 86 apresentam-se os resultados das tensões normais segundo X para um comprimento de fenda de 0,7 mm e tamanho do elemento finito de 0,1 mm, sendo possível observar uma intensificação das tensões na extremidade da fenda. De notar que neste estudo se assumiu uma fenda de profundidade constante compatível com uma simulação 2D em estado plano de deformação. Para este efeito foram usados elementos CPS4R do *software* Abaqus.

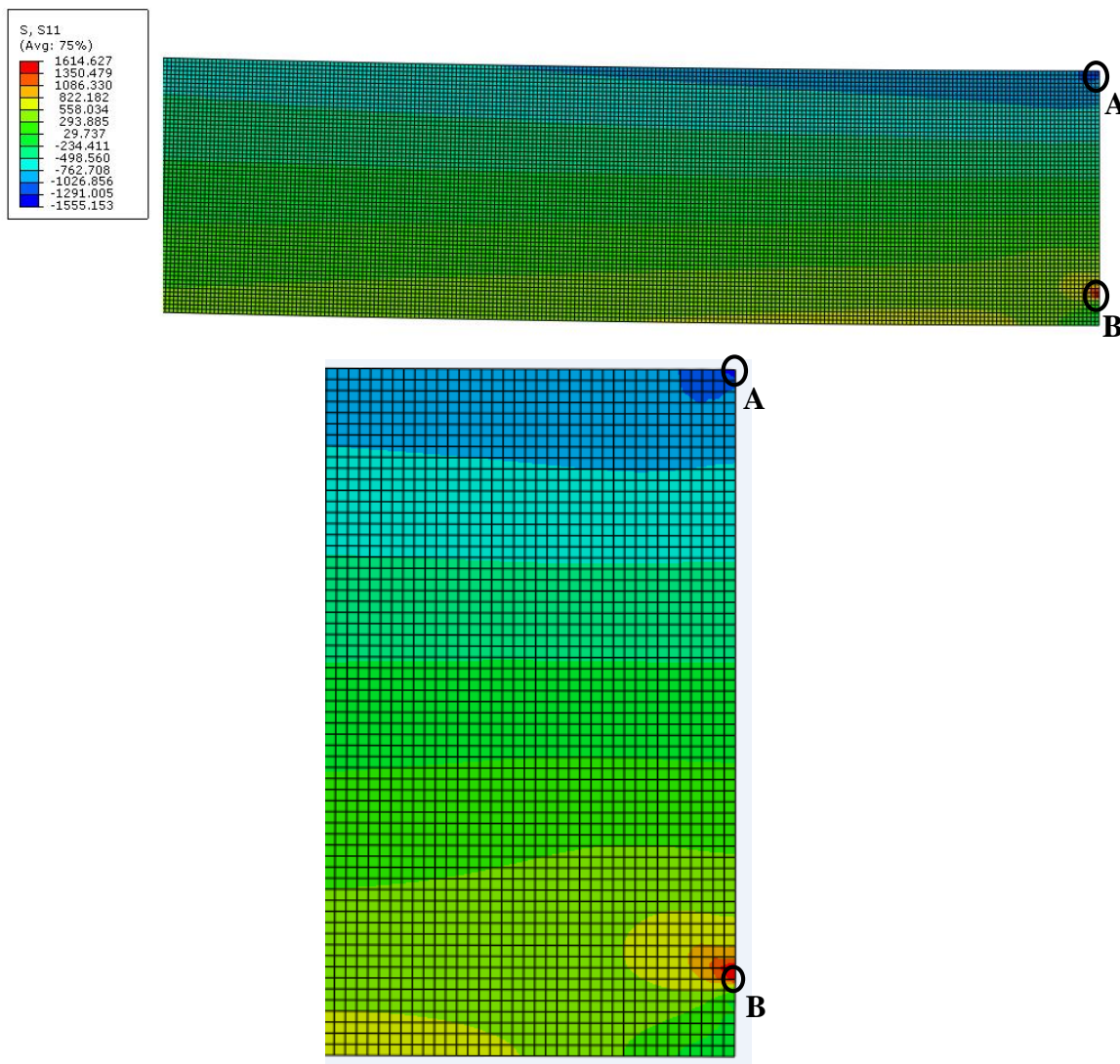


Figura 86: Tensões obtidas através do *software* Abaqus para um comprimento de fenda de 0,7 mm e tamanho de malha de 0,1 mm.

Na Tabela 27, apresentam-se os valores obtidos para a força máxima assim como os respetivos valores do comprimento de fenda e rigidez.

Tabela 27: Dados obtidos através do *software* Abaqus para diversos comprimentos de fenda.

a [mm]	F/2 [N]	F [N]	$\delta$ [mm]	$K=F/\delta$ [N/mm]	$f=1/k$ [mm/N]
0,1	2093,7	4187,4	2,1	1994,0	0,0005015
0,3	2089,7	4179,4	2,1	1990,2	0,0005025
0,5	2082,1	4164,3	2,1	1983,0	0,0005043
0,7	2071,4	4142,7	2,1	1972,7	0,0005069
1	2049,6	4099,3	2,1	1952,0	0,0005123
1,3	2021,5	4043,0	2,1	1925,2	0,0005194
1,5	1999,3	3998,6	2,1	1904,1	0,0005252
2	1931,7	3863,5	2,1	1839,8	0,0005436

No gráfico da Figura 87 apresenta-se a relação entre o valor do comprimento de fenda e o valor da rigidez, assim como a sua respetiva equação de ajuste para um comprimento de fenda entre 0,1 mm e 2 mm. Usando esta equação é possível observar uma redução da rigidez nessa progressão da fenda entre 0 e 0,1 mm de 0,09% ou entre 0 e 0,5 mm de 0,64%.

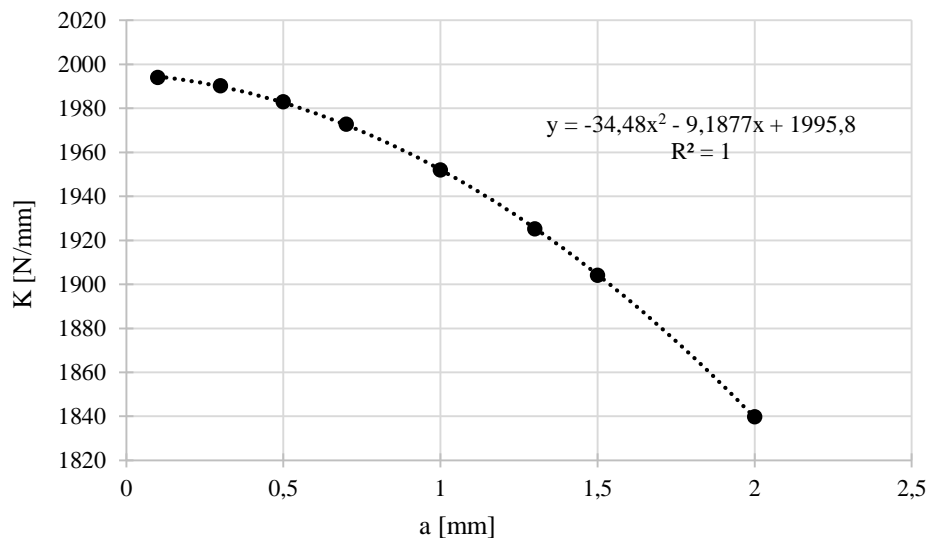


Figura 87: Gráfico no qual se relaciona o valor da rigidez em função do valor do comprimento de fenda.



### 3.5 Apresentação da Máquina de Ensaio de Fadiga

A máquina utilizada para a realização dos ensaios de fadiga apresenta-se na Figura 88, sendo esta uma máquina de ensaios de flexão em três pontos eletromecânica. Esta apresenta um motor trifásico com uma velocidade de rotação de 1385 rpm permitindo uma a frequência dos ensaios de fadiga 23 Hz. O comprimento efetivo utilizado (entre apoios) na máquina foi de 150 mm, comprimento mínimo que a máquina permite. Esta máquina realiza os ensaios em controlo de deslocamento, sendo a gama de deslocamento definida através de um excêntrico cuja regulação é feita manualmente. Esta máquina possui duas células de carga (uma em cada um dos apoios) com capacidade de carga de 30 kN e os sinais das células de carga são registados periodicamente através de um sistema de aquisição de dados, Spider 8, e um *software* de aquisição, *software* Catman.

Os ensaios realizados são ensaios de fadiga de flexão plana em três pontos. Procurou-se trabalhar com uma razão de tensões (R) de 0,1 sendo necessário impor, em todos os ensaios, uma pré-carga. Desta forma, quando se inicia um ensaio de fadiga, o provete já possui uma determinada deformação garantindo-se, deste modo, um contacto constante com os apoios.



Figura 88: Máquina de flexão em três pontos utilizada nos ensaios de fadiga.

### **3.6 Apresentação da Máquina de Eletroerosão**

A máquina utilizada para os ensaios de eletroerosão apresenta-se na Figura 89, sendo esta uma máquina de eletroerosão por penetração da marca Agie e modelo Agietron Compact 3 (Fw 70).

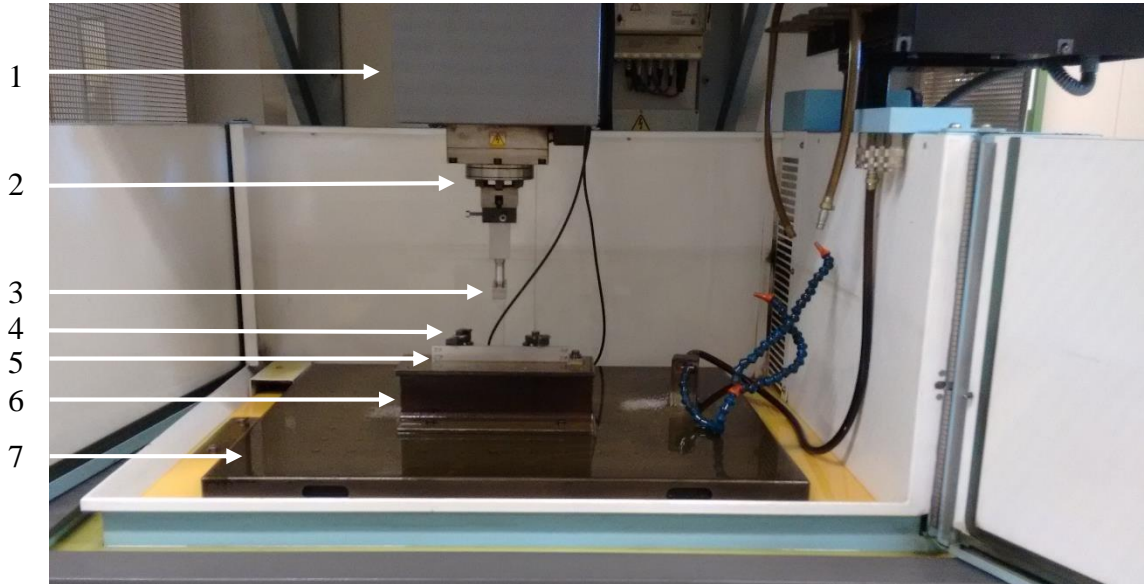


Figura 89: Máquina de eletroerosão por penetração utilizada.

Tendo em conta a Figura 89, é possível observar alguns elementos relevantes, que se enumeram de seguida:

1. Cabeçote
2. Porta ferramentas (móvel na direção Z);
3. Eléttrodo;
4. Calços de apoio;
5. Provete a maquinar;
6. Mesa de fixação da peça
7. Mesa móvel da máquina (móvel nas direções X e Y).

É importante referir que o cabeçote apenas se desloca segundo a direção Z ao passo que a mesa se desloca segundo as direções X e Y. Também é relevante referir que é possível fazer



a maquinagem segundo o eixo Y, apesar de no presente estudo se ter realizado a maquinagem segundo o eixo Z.

Como fluido dielétrico foi utilizado o óleo Ilocut EDM 180, da marca Castrol. Este óleo é de origem mineral e possui baixa viscosidade, sendo utilizado, preferencialmente, para aplicações de eletroerosão. As vantagens deste fluido estão relacionadas com o facto da sua baixa viscosidade garantir uma refrigeração eficaz e facilitar a formação de faísca durante o processo de eletroerosão. Também possui um baixo odor, permitindo assim um ambiente mais agradável para o operador. Além disto, possui ainda uma excelente capacidade de filtração e uma alta estabilidade da oxidação, assegurando uma vida útil mais longa do fluido [88].

De modo a garantir um correto posicionamento dos provetes, durante a maquinagem por eletroerosão dos mesmos foi necessário realizar algumas adaptações na mesa de apoio. Assim sendo, foi utilizada uma placa de aço CK 45 que funciona como encosto do provete, impedindo que o mesmo se desloque durante a maquinagem. Também foram utilizados calços, no mesmo material, para evitar o movimento do provete na outra direção. Também foram utilizados mais três calcos para impedir qualquer movimento adicional. A placa e calços e a adaptação da mesa de apoio podem ser observados na Figura 90, (a) e (b), respetivamente.

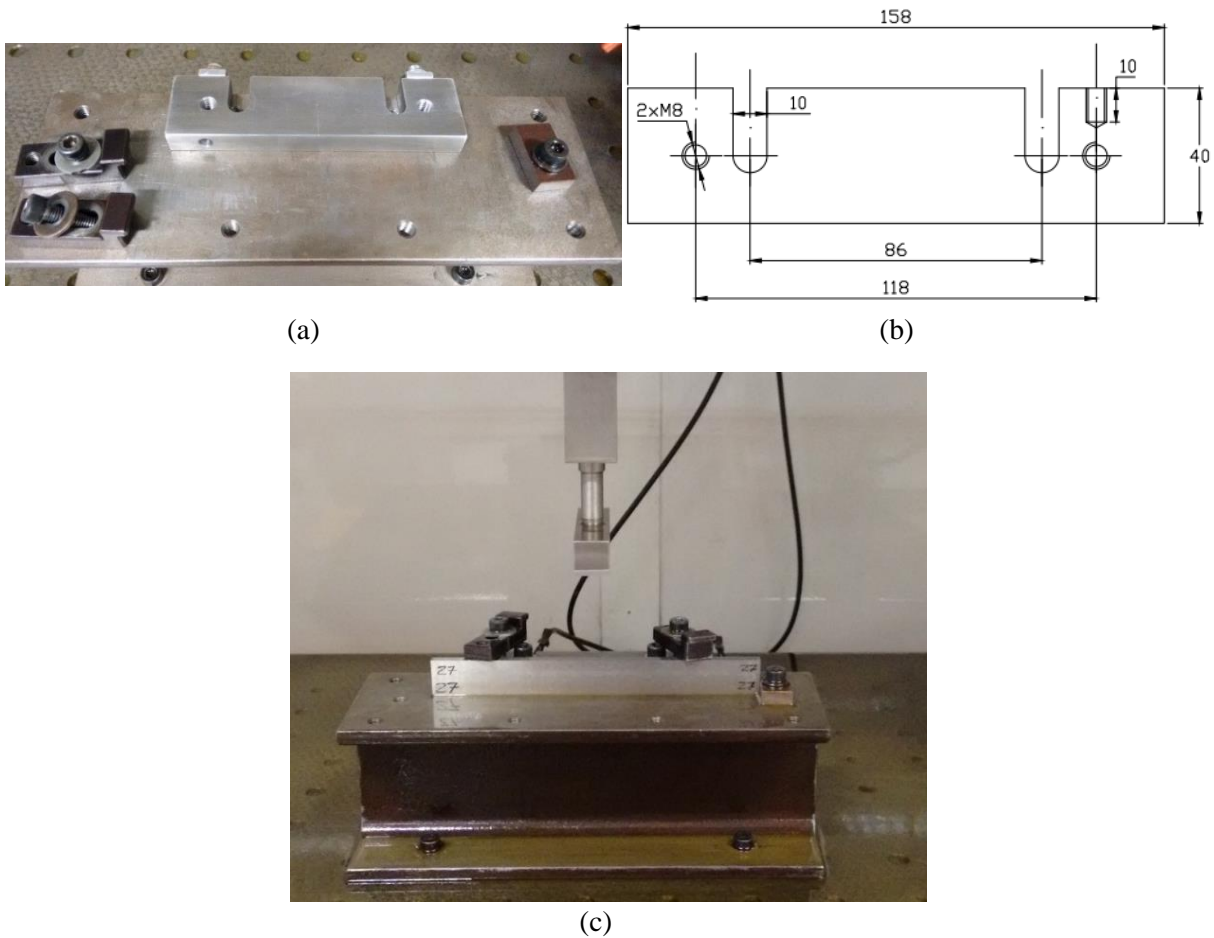


Figura 90: Adaptações realizadas na mesa de eletroerosão: (a) placa e calços; (b) desenho 2D da placa; (c) adaptação da mesa de apoio.

No estudo da presente dissertação, optou-se por utilizar um eléctrodo (ferramenta) de aço em vez de um eléctrodo de Cobre, uma vez que no último caso existe contaminação da peça por parte do eléctrodo. Assim, achou-se pertinente utilizar um eléctrodo de aço CK 45 com as dimensões de 20x20x80 mm. De salientar que para cada superfície maquinada era utilizado um novo eléctrodo (ou seja, sem marcas de maquinagem por eletroerosão).

## 4 Resultados Experimentais e Discussão

Na presente secção pretende apresentar todos os resultados dos ensaios de fadiga obtidos assim como a análise dos mesmos. Serão apresentados e analisados os resultados obtidos para provetes retificados e para os provetes retificados e posteriormente maquinados por eletroerosão, sendo cada um abordado em secções separadas de modo a facilitar a análise dos resultados. No fim, serão apresentados os aspetos comparativos mais relevantes entre os dois grupos de ensaios e a respetiva discussão de resultados.

É importante referir que a máquina de ensaios de fadiga foi ligada a um *software* de aquisição de dados de modo a ser possível a monitorização das cargas medidas em cada uma das células de carga em função do tempo de cada um dos ensaios. Para cada ensaio é necessário definir o número de ciclos sobre os quais se vai registar a evolução das forças, sendo esta informação definida através do tempo de aquisição e a taxa de amostragem, sendo também necessário definir o tempo de espera entre cada aquisição. De notar que, para todos os ensaios procurou-se assegurar o valor do deslocamento mínimo de 0,1 vezes o valor do deslocamento máximo, de modo a garantir-se a existência de uma razão de tensões de 0,1, tal como já foi referido. Neste estudo foi estabelecido um critério de paragem dos ensaios de fadiga de 5000000 ciclos, valor este que é da mesma ordem de grandeza dos valores utilizados em códigos de projeto à fadiga de estruturas metálicas. Para aplicações em moldes, como é o caso do material utilizado no presente estudo, este valor é bastante conservador pelo que é correto utilizá-lo.

Nos Anexos A, B e C estão ilustrados os registos resultantes da aquisição de dados através do *software* Catman, para os provetes retificados e para os provetes maquinados por eletroerosão, respetivamente. Decidiu-se apresentar os gráficos para apenas um provete para cada um dos patamares de carga selecionados, não se tendo colocado os registos de ensaios que foram repetições. Tanto para os provetes retificados como para os provetes maquinados por eletroerosão apresenta-se um gráfico correspondente à primeira aquisição logo no início de

fadiga, e outro para a última aquisição antes do provete partir, para cada uma das gamas de deslocamento que serão referidas posteriormente. Com estes gráficos, pretende-se, em primeiro lugar, aferir os níveis de carga aplicados e, em segundo lugar, verificar uma eventual redução da rigidez do provete em virtude da iniciação e propagação de uma fenda de fadiga.

## 4.1 Estado Retificado

Primeiramente, foram realizados os ensaios de fadiga para o material retificado, sendo nesta secção apresentados os respetivos resultados, começando-se por apresentar os valores de rugosidade para cada provete e resultados da aplicação de líquidos penetrantes para eventual deteção de fendas no material após retificação. Posteriormente, será apresentada a curva S-N resultante para o material retificado e apresentadas as respetivas superfícies de fratura. Por fim, serão feitas algumas considerações sobre a tenacidade do material.

### 4.1.1 Medições de Rugosidade

De modo a analisar o acabamento superficial dos provetes utilizados, foram realizadas algumas medições de rugosidade. Em primeiro lugar foram analisadas as rugosidades dos provetes retificados com os números 50, 40, 26, 16, 1, 20, 8 e 39, tanto na direção de retificação (B) como na direção perpendicular a esta (A). De salientar que não foram medidas as rugosidades em todos os provetes. É importante ter em conta que os valores de rugosidade na direção (B) não são tão relevantes uma vez que esta é a direção da retificação. As medições de rugosidade devem ser levadas a cabo na direção onde se espera que venham a ser obtidos os valores críticos. A ordem de medição está indicada na Figura 91:

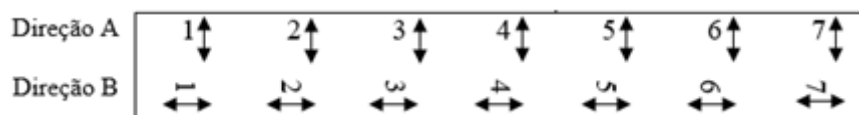


Figura 91: Esquema das medições de rugosidade realizadas nos provetes retificados.

Foram realizadas sete medições em cada uma das direções para cada um dos provetes, e o valor médio de cada uma destas medições é apresentado na Tabela 28, em que  $R_{\text{máx}}$  é a rugosidade máxima,  $R_z$  é a média das rugosidades máximas e  $R_a$  é a rugosidade média aritmética. Todas as medições de rugosidades podem ser consultadas no Anexo D (em alguns casos podem ser retirados dois valores fora do normal, daí não aparecerem sete medições no total).

Tabela 28: Valores médios de rugosidades obtidos para os provetes retificados.

	Direção A			Direção B		
<b>Proвете</b>	$R_{\text{máx}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_{\text{máx}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	$R_a$ [ $\mu\text{m}$ ]
<b>50</b>	3,806	3,027	0,423	1,527	0,920	0,163
<b>40</b>	3,638	2,725	0,382	1,554	0,990	0,173
<b>26</b>	0,796	0,591	0,073	0,436	0,300	0,037
<b>16</b>	1,560	1,206	0,141	0,799	0,533	0,076
<b>1</b>	1,517	1,247	0,156	0,801	0,576	0,089
<b>20</b>	1,500	1,251	0,159	0,613	0,483	0,074
<b>8</b>	1,404	1,036	0,134	0,611	0,426	0,066
<b>39</b>	6,093	3,859	0,473	2,531	1,269	0,233

Através da Tabela 28 verifica-se que o valor médio das rugosidades máximas, da média das rugosidades máximas e da média aritmética é superior na direção A como seria de esperar pelo que já foi referido. As rugosidades médias aritméticas na direção A variaram entre um valor mínimo de 0.073 e o valor máximo de 0.473 sendo uma variação significativa. O provete 26 apresentou consistentemente os valores mais baixos de rugosidade enquanto o provete 39 apresentou os valores mais elevados de rugosidade.

#### **4.1.2 Líquidos penetrantes**

Tendo em conta alguma dispersão dos resultados de fadiga obtidos, achou-se pertinente avaliar uma possível existência de fissuração dos provetes resultante do processo de maquinagem ou do tratamento térmico utilizado, recorrendo à técnica dos líquidos penetrantes. Este procedimento tem como principal objetivo revelar qualquer fenda pré-existente que possa comprometer os ensaios de fadiga e engloba três etapas. Em primeiro lugar é aplicado um líquido de limpeza, para remover resíduos de sujidade e de óleo. Posteriormente é aplicado o líquido penetrante, tal como observado na Figura 92 (a) e, por fim, é aplicado o líquido revelador, tal como observado na Figura 92 (b), responsável por evidenciar porosidades e defeitos.



(a)



(b)

Figura 92: Aplicação dos líquidos penetrantes aos provetes: (a) líquido penetrante; (b) revelador.

Foram analisados os provetes com vida infinita, números 39 e 25, após os ensaios de fadiga. De referir que esta análise foi realizada com o provete 39 após os ensaios de fadiga com uma gama de deslocamento de 1,1 mm e de 1,4 mm, e antes do ensaio com uma gama de deslocamento de 1,8 mm. Também foi analisado um provete virgem, número 34. Verificou-se não existir quaisquer indícios de fendas ou defeitos nestes provetes referidos. Decidiu-se

também aplicar líquidos penetrantes ao provete 35 e, mais uma vez, não foram observadas fendas ou defeitos no provete.

### 4.1.3 Curvas S-N

Para cada condição imposta de deslocamento foram feitos três ensaios, utilizando três provetes diferentes, com o objetivo de obter a curva S-N do material retificado.

O primeiro provete foi testado para uma gama de deslocamento de 1,1 mm. Para este primeiro ensaio foi utilizado o provete 39. Como já foi referido, é necessário definir alguns parâmetros no *software* utilizado antes de se dar início à aquisição dos dados. Assim sendo, para este ensaio foram utilizados 2087 pontos por período, um total de 2000 períodos (de modo a abranger uma vida infinita) e uma taxa de amostragem de 4800 amostras por segundo, sendo o intervalo de aquisição de dados de 120 segundos. Como se verifica através da Tabela 29, este provete apresentou vida infinita (9000000 ciclos sem rotura) e, por esta razão, optou-se por não realizar mais nenhum ensaio neste patamar.

Como o patamar de 1,1 mm de gama de deslocamento levou a uma vida infinita do provete então é necessário passar-se para um patamar de tensão mais elevado. Assim sendo, foram testados três provetes para uma gama de deslocamento de 2,1 mm. Em termos de parâmetros do *software* de aquisição, para estes três ensaios, foram utilizados 2087 pontos por período, um total de 363 períodos e uma taxa de amostragem de 4800 amostras por segundo. O intervalo de aquisição de dados foi de 600 segundos, 120 segundos e 120 segundos para os ensaios com o provete 50, provete 40 e provete 26, respetivamente. Os resultados destes três ensaios apresentam-se na Tabela 29, tendo-se observado uma dispersão relativamente pequena nas vidas à fadiga obtidas.

Com este patamar já definido e tendo já alguns valores de referência, é agora possível passar para outro patamar, ainda para os provetes retificados. Como a vida à fadiga obtida para o patamar anterior foi relativamente curta (ordem dos 45000 ciclos), achou-se conveniente diminuir o nível de carga, diminuindo assim o deslocamento imposto. Desta forma, foram utilizados mais três provetes, com os números 16, 1 e 25, impondo uma gama de deslocamento de 1,4 mm. Em termos de *software* e aquisição de dados, foram utilizados 2087 pontos por período e uma taxa de amostragem de 4800 amostras por segundo, sendo o intervalo de

aquisição de dados de 120 segundos. Ainda para esta gama de deslocamento, e uma vez que o provete 39 apresentou vida infinita para uma gama de deslocamento de 1,1 mm, decidiu-se realizar um outro ensaio para este provete, agora definido como 39\*. Isto é possível pois o provete 39 foi sujeito a uma solicitação com uma gama de tensões inferior ao seu limite de fadiga, pelo que não existe dano acumulado. A dispersão de resultado neste patamar foi muito significativa tendo resultado vidas à fadiga finitas com um mínimo de 137400 ciclos e vidas infinitas.

Por fim, e de modo a possuir-se três patamares para a realização das curvas S-N do material retificado, decidiu-se realizar mais três ensaios para uma gama de deslocamento que se encontrasse entre os 2,1 mm e os 1,4 mm. Assim sendo, optou-se por uma gama de 1,8 mm. Para estes ensaios foram utilizados os provetes com os números 20, 8 e 35 e para a aquisição de dados foram utilizados os parâmetros já utilizados nos ensaios anteriores (para o patamar de 1.4 mm de gama de deslocamento). Posteriormente e, ainda para esta gama de deslocamento, decidiu-se ensaiar novamente o provete 39 (agora definido como 39\*\*), uma vez que, mais uma vez, este provete não possui dano acumulado.

Optou-se por representar todos os resultados dos ensaios para os provetes retificados numa mesma tabela, Tabela 29, em que os diferentes patamares estão separados por uma linha mais grossa para facilitar a leitura da tabela, sendo as cargas indicadas um valor médio dos vários valores medidos nas células de carga e sendo:

- Prov.: Número do provete utilizado;
- $\delta$ : Deslocamento máximo;
- $\Delta\delta$ : Gama de deslocamento;
- Nf: Vida à fadiga;
- Fmáx: Carga máxima média;
- Fmin: Carga mínima média;
- $\Delta F$ : Gama de carga;
- $\Delta\sigma$ : Gama de tensões.



Tabela 29: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para os provetes retificados.

Prov.	$\delta$ [mm]	$\Delta\delta$ [mm]	Nf [ciclos]	F <sub>máx</sub> [N]	F <sub>min</sub> [N]	$\Delta F$ [N]	$\Delta\sigma$ [MPa]
<b>50</b>	2,3	2,1	47000	3800,08	346,82	3453,26	820,00
<b>40</b>	2,3	2,1	47490	3772,48	304,82	3467,67	823,42
<b>26</b>	2,3	2,1	37000	3616,95	306,10	3310,85	786,18
<b>20</b>	2,0	1,8	76330	3041,87	208,53	2833,35	672,79
<b>8</b>	2,0	1,8	270650	2953,92	160,99	2792,93	663,20
<b>35</b>	2,0	1,8	143810	3179,50	223,26	2956,24	701,97
<b>39**</b>	2,0	1,8	53800	3204,05	222,72	2981,32	707,93
<b>16</b>	1,5	1,4	137400	2340,22	161,59	2178,63	517,33
<b>1</b>	1,5	1,4	2456000	2413,26	200,00	2213,26	525,55
<b>25</b>	1,5	1,4	5000000	2407,23	192,06	2215,17	526,00
<b>39*</b>	1,5	1,4	5000000	2438,71	154,97	2283,74	542,29
<b>39</b>	1,2	1,1	9000000	1896,35	135,62	1760,73	418,10

Através da Tabela 29, verifica-se que à medida que o deslocamento imposto vai diminuindo, também a carga diminui, assim como as tensões, como seria de esperar, e o número de ciclos vai aumentando, salvo algumas exceções relacionadas com a dispersão dos resultados.

Com os valores obtidos na Tabela 29 é possível traçar uma curva S-N média para este material, para o estado retificado. Em primeiro lugar, através dos dados da Tabela 30, foi possível construir o gráfico da Figura 93 que relaciona o valor de  $\log(\Delta\sigma)$  com o valor de  $\log(N_f)$ , a partir do qual é possível retirar o valor do declive,  $m$ , e da constante  $C$ , importantes para se estimar o comportamento à fadiga do material retificado de acordo com a equação seguinte, onde  $C$  é um valor constante:

$$(\Delta\sigma)^m \cdot N_f = C \quad (69)$$

A equação anterior pode ser transformada na forma seguinte mais conveniente à identificação das suas constantes através de uma regressão linear dos resultados S-N, tal como representado no gráfico da Figura 93:

$$\log(\Delta\sigma) = -\frac{1}{m} \cdot \log(N_f) + \frac{\log(C)}{m} \quad (70)$$

Tabela 30: Resultados obtidos para os provetes retificados.

$\Delta\delta$ [mm]	Proвете	Nf [ciclos]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\log(N_f)$	$\log(\Delta\sigma)$
<b>2,1</b>	50	47000	820,00	4,672098	2,913812
<b>2,1</b>	40	47490	823,42	4,676602	2,91562
<b>2,1</b>	26	37000	786,18	4,568202	2,895522
<b>1,8</b>	20	76330	672,79	4,882695	2,827882
<b>1,8</b>	8	270650	663,20	5,432408	2,821641
<b>1,8</b>	35	143810	701,97	5,157789	2,846322
<b>1,8</b>	39**	53800	707,93	4,730782	2,849991
<b>1,4</b>	16	137400	517,33	5,137987	2,713766
<b>1,4</b>	1	2456000	525,55	6,390228	2,720614
<b>1,4</b>	25	5000000	526,00	6,69897	2,720989
<b>1,4</b>	39*	5000000	542,29	6,69897	2,734229
<b>1,1</b>	39	9000000	418,10	6,954243	2,621275

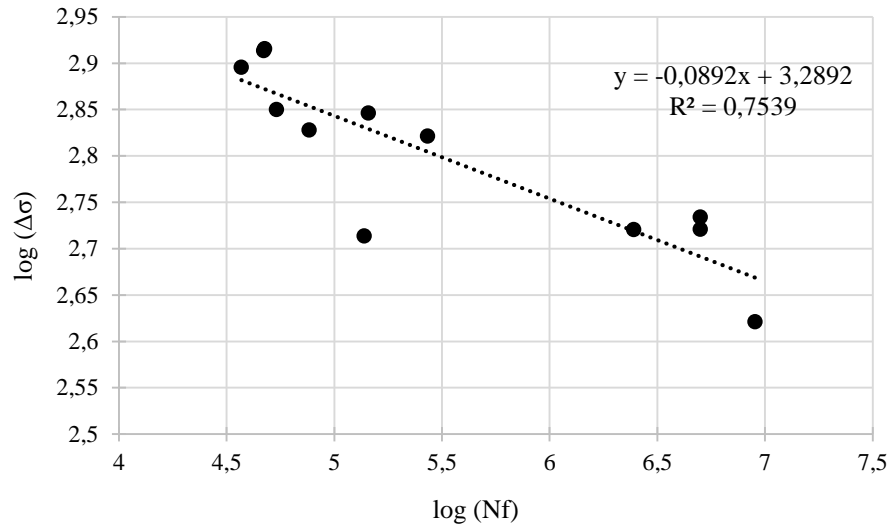


Figura 93: Relação entre  $\log(\Delta\sigma)$  e  $\log(Nf)$  para os provetes retificados.

Assim sendo, a partir das equações (69) e (70) e do gráfico da Figura 93, chegam-se aos valores representados na Tabela 31:

Tabela 31: Contantes obtidas para a curva S-N média dos provetes retificados.

$-\frac{1}{m}$	$\frac{\log(C)}{m}$	m	C
-0,0892	3,2892	11,21	$7,5 \times 10^{36}$

Posteriormente, representa-se no gráfico da Figura 94 a curva S-N média com as abcissas em escala logarítmica a qual representa uma probabilidade de rotura de 50%.

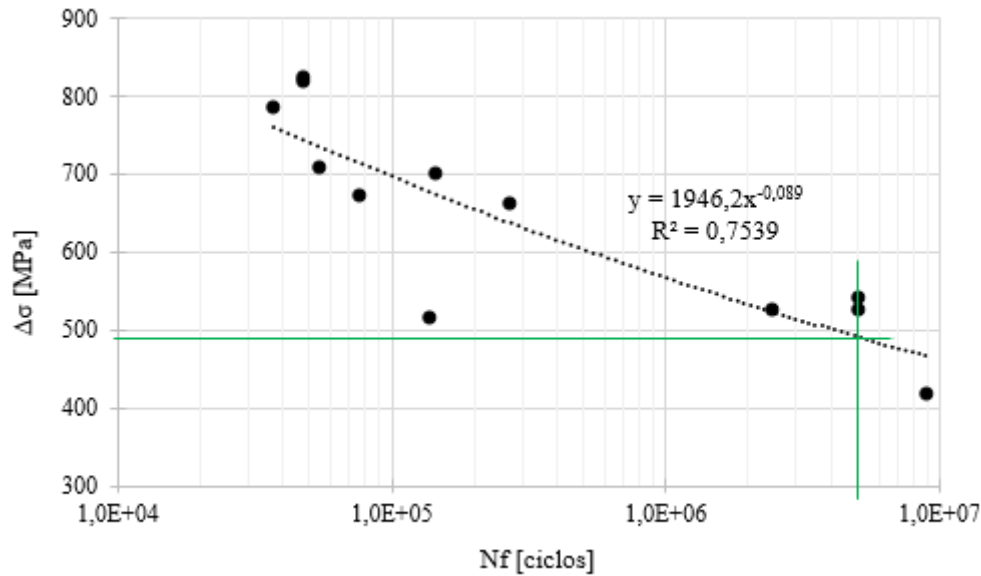


Figura 94: Curva S-N para o material retificado.

Verifica-se, através do gráfico da Figura 94, que existe alguma dispersão de resultados. Esta dispersão é mais notória para valores de tensão mais baixos e vidas de fadiga mais elevadas, uma vez que basta uma pequena variação na gama de tensões (ou deslocamento) para se entrar no domínio de vida infinita. Quando as tensões, e consequentemente o deslocamento imposto, são superiores verifica-se uma maior concentração dos resultados obtidos em torno da curva S-N média. Esta dispersão também sugere que o material em estudo é frágil, sendo pouco tolerante à existência de defeitos, ou seja, qualquer pequeno defeito existente pode conduzir a uma falha por fadiga. Tal como foi observado na Secção 3.2.1, o material em estudo também apresenta uma microestrutura bastante heterógena com vários carbonetos de dureza elevada e grandes dimensões, o que pode potenciar concentração de tensões e iniciação e propagação de uma fenda.

Da análise da Figura 94 é também possível estimar a tensão limite de fadiga do material para uma vida de 5000000 ciclos, sendo este valor de aproximadamente 490 MPa, representando cerca de 21,5% (aproximadamente 1/5) da tensão de rotura do material.

#### 4.1.3.1 Campo S-N Probabilístico

Tendo em conta a elevada dispersão observada nos resultados experimentais, procurou-se avaliar o campo probabilístico S-N para os provetes na condição de retificados, recorrendo ao modelo proposto por Castillo e Canteli. Com auxílio do *software* ProFatigue foi possível obter as constantes do modelo de Weibull, representadas na Tabela 32, que vão permitir a construção das curvas S-N probabilísticas. Também com este *software* foi possível obter estimativas para a vida à fadiga dos provetes números 39, 25 e 39\* (provetes que não fraturaram), sendo estes de  $5,226 \times 10^{10}$ ,  $9,346 \times 10^6$  e  $7,717 \times 10^6$ , respetivamente. Os restantes resultados obtidos com este *software*, incluindo as curvas S-N probabilísticas de acordo com o *software* ProFatigue, podem ser consultados no Anexo E. De salientar que os valores de B e C correspondem aos valores das assintotas do gráfico, vertical e horizontal, respetivamente, da curva S-N com uma probabilidade de rotura de 0%.

Tabela 32: Constantes do modelo de Weibull obtidas com o *software* ProFatigue para o aço AISI D2 retificado.

Constantes do modelo de Weibull	Valor
$\beta$	5,32
<b>B</b>	7,23 (1374 ciclos)
<b>C</b>	5,87 (352,68 MPa)
$\lambda$	0,38
$\delta$	2,78

Com recurso ao Excel e utilizando as expressões (58), referida na Secção 2.2.14, apresenta-se na Figura 95 as curvas S-N probabilísticas para os provetes retificados, utilizando os dados referidos na Tabela 32, para as probabilidades de rotura de 1%, 5%, 50%, 90% e 95% assim como os dados experimentais.

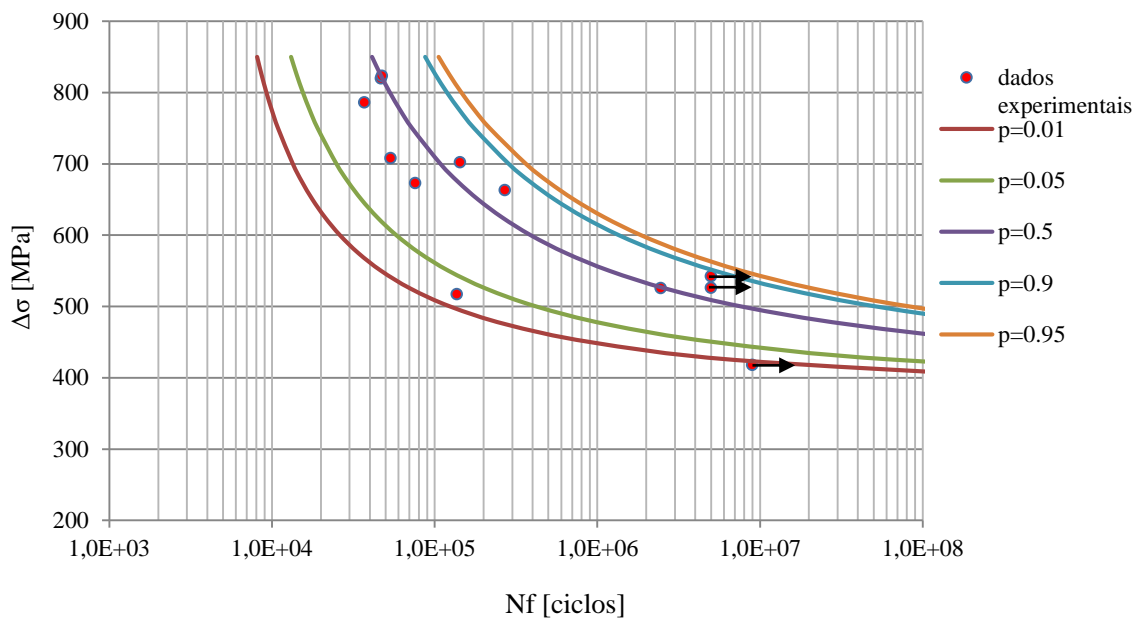


Figura 95: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material no estado retificado.

A análise da Figura 95, mostra um campo S-N que engloba os resultados de fadiga mesmo tendo em conta a considerável dispersão que, no entanto, é comum em ensaios deste tipo.

#### 4.1.4 Aspeto da Fratura

Nesta secção pretende-se caracterizar o modo de fratura dos provetes após o ensaio de fadiga. Além disto serão apresentadas imagens das superfícies de fratura obtidas através de SEM na Secção 4.3.3.1. Na Figura 96 apresenta-se o aspeto geral da fratura do provete 50, verificando-se que a fratura ocorreu praticamente a meio do provete. Constata-se que a fratura foi caracterizada por superfícies planas típicas da rotura de materiais frágeis.

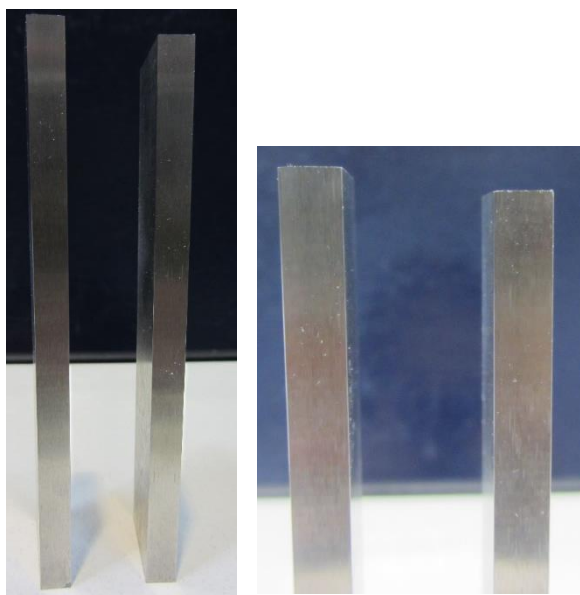


Figura 96: Aspeto da de fratura do provete 50.

#### **4.1.5 Considerações sobre Tenacidade do Material**

Nesta secção pretende-se realizar algumas considerações sobre a tenacidade do material. Da análise dos registos gráficos apresentados no Anexo A verifica-se que não existe uma diminuição sensível das cargas máximas dos ensaios antecedendo a rotura do provete, situação essa que é compatível com roturas dos provetes para fendas de pequenas dimensões não detetáveis pela redução de rigidez. Esta situação estará intrinsecamente relacionada com uma baixa tenacidade do material que irá ser discutida nesta secção.

No caso da presente dissertação, como o material em estudo possui um valor baixo de tenacidade (comportamento frágil) é de esperar que um pequeno defeito produza, rapidamente, uma situação de rotura. A vida de iniciação de uma fenda de fadiga e a vida total à fadiga dos provetes são praticamente iguais.

Tal como já foi referido na Secção 2.2.12, numa estrutura fissurada, quando o fator de intensidade de tensões,  $K_I$ , atinge o valor da tenacidade à fratura,  $K_{IC}$ , a fenda pré-existente propaga-se de forma instável. Por outro lado, se a gama do fator de intensidade de tensões for inferior ao limiar de propagação de fendas de fadiga,  $\Delta K_{th}$ , então a fenda não se propaga [43]. É também interessante saber uma estimativa do limiar de propagação de fendas de fadiga para o aço em estudo na presente dissertação.

Assim sendo, pretende-se calcular, qual o comprimento crítico da fenda,  $a_c$ , que leva a uma propagação instável da mesma. Para esta análise foi utilizado um valor de tenacidade,  $K_{IC}$  de  $35 \text{ MPa} \sqrt{m}$  ou  $1106,80 \text{ N.mm}^{-3/2}$  obtido na referência [89]. De notar que existem outros estudos nos quais se apontam para valores de tenacidade significativamente distintos, como por exemplo,  $15 \text{ MPa} \sqrt{m}$  ( $474,34 \text{ N.mm}^{-3/2}$ ), para as mesmas condições de tratamento térmico realizado no estudo da presente dissertação [86]. Para avaliar o defeito crítico é necessário relacionar o comprimento de fenda com o fator de intensidade de tensões. É possível calcular o valor de  $K_I$  através da equação (30) indicada na Secção 2.2.9 [43]. Esta relação também pode ser obtida através da expressão (71), que é válida para o caso de uma placa retangular com uma fenda num bordo lateral sujeita a flexão em três pontos. O que se pretende saber é qual a função  $Y$  para a expressão (30) ou calcular diretamente o valor de  $K_I$  através da expressão (71) [90].

$$K_I = \frac{P.S}{B.W^{3/2}} \cdot \left[ 2,9 - \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} - 4,6 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{3}{2}} + 21,8 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{5}{2}} - 37,6 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{7}{2}} + 38,7 \left(\frac{a}{W}\right)^{\frac{9}{2}} \right] \quad (71)$$

Na expressão anterior,  $S$  é a distância entre apoios e  $a$  o comprimento da fenda. Na Tabela 33, apresentam-se os resultados obtidos para o valor de  $K_I$  para cada ensaio de fadiga com provetes retificados, para um valor de  $S$  de 150 mm, uma fenda hipotética de 0,1 mm, um valor de  $W$  de 6,2 mm e um valor de  $B$  de 24,65 mm.

Tabela 33: Resultados obtidos para o valor de  $K_I$  através da solução analítica.

Prov.	F <sub>máx</sub> [N]	$K_I$ [ $\text{N.mm}^{-3/2}$ ]	Prov.	F <sub>máx</sub> [N]	$K_I$ [ $\text{N.mm}^{-3/2}$ ]
<b>50</b>	3800,08	538,61	39*	2438,71	345,65
<b>40</b>	3772,48	740,62	20	3041,87	431,14
<b>26</b>	3616,95	854,41	8	2953,92	418,68
<b>16</b>	2340,22	331,69	35	3179,50	450,65
<b>1</b>	2413,26	342,05	39**	3204,05	454,13
<b>25</b>	2407,23	341,19	39	1896,35	268,78



Através dos resultados obtidos na Tabela 33 constata-se que uma fenda de 0,1 mm não constitui um defeito crítico pois o fator de intensidade de tensões fica abaixo do valor de tenacidade preconizado na referência [89]. Já se se considerar a tenacidade avançada na referência [86] verifica-se que a fenda de 0,1 mm é superior em muitos ensaios ao valor da fenda crítica. No gráfico da Figura 97 apresenta-se a evolução do fator de  $K_I$  em função do comprimento de fenda, dada pela equação (71) e tendo em conta uma carga média aplicada no provete de 3729,84 N e as dimensões médias do provete referidas anteriormente. A carga considerada corresponde ao valor médio do patamar de carga aplicada aos provetes 40, 50 e 26.

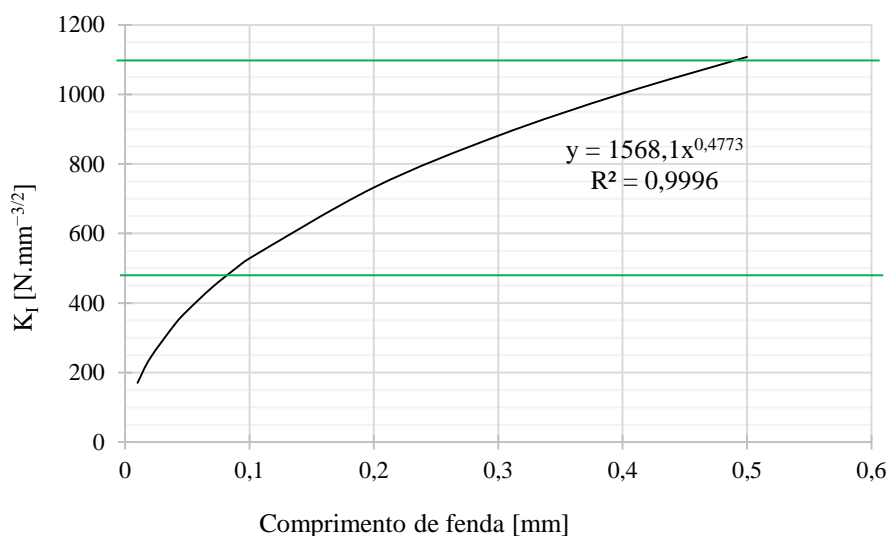


Figura 97: Relação entre o comprimento da fenda e o fator de intensidade de tensões do provete ( $K_I$ ), utilizando uma solução analítica.

Através dos resultados indicados no gráfico da Figura 97 é possível encontrar os valores dos tamanhos dos defeitos críticos de acordo com as informações recolhidas. De acordo com a informação indicada na referência [89] o valor do defeito crítico é de 0.48 mm enquanto que de acordo com a informação sugerida na referência [86], este valor é de 0.08 mm.

De modo a confirmar o domínio de aplicabilidade da equação (71), decidiu-se calcular o valor de  $K_I$  utilizando o método dos elementos finitos, através do *software* Abaqus, de modo a compará-lo com o valor obtido através da equação (71). Para um elemento de quatro nós foram utilizadas as equações seguintes que permitem calcular a taxa de libertação de energia [91]:

$$\Delta A = \Delta a \cdot b \quad (72)$$

$$G_I = \frac{1}{2 \cdot \Delta A} \cdot F_x \cdot u_x \quad (73)$$

onde  $F_x$  e  $u_x$  são forças e deslocamentos nodais nos nós do modelo de elementos finitos, junto à extremidade da fenda (tal como indicado na Figura 98).

Para um estado plano de deformação, como é o caso em estudo, o valor de  $K_I$ , pode finalmente ser calculado a partir da taxa de libertação de energia com base na equação seguinte:

$$K_I = \sqrt{\frac{G_I \cdot E}{\nu}} \quad (74)$$

Nas relações anteriores,  $\Delta a$  é o tamanho da malha utilizada,  $b$  a largura do provete,  $E$  o módulo de elasticidade e  $\nu$  o coeficiente de *Poisson* do material.  $F_x$  e  $u_x$  podem ser observados na Figura 98, para o caso de um tamanho de malha de 0,05 mm e uma fenda de 0,1 mm. Na mesma figura também se pode observar a carga aplicada  $F_y$ .

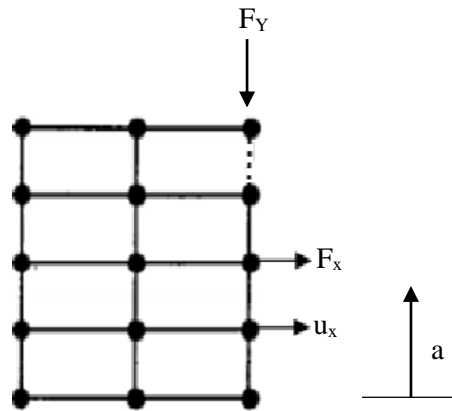


Figura 98: Esquema das variáveis utilizadas na análise por elementos finitos com vista ao cálculo do  $K_I$ .

Os resultados obtidos utilizando o *software* Abaqus, para cada um dos comprimentos de fenda, são apresentados na Tabela 34, para um valor de  $\nu$  de 0,3,  $E$  de 209000 MPa,  $\Delta a$  de 0,05 mm e  $b$  de 24,65 mm e um deslocamento imposto de 2.1 mm.

Tabela 34: Fatores de intensidade de tensões obtidos através do método dos elementos finitos.

Comprimento fenda [mm]	Fy [N]	Fy Resul. [N]	Fx [N]	ux [mm]	G <sub>I</sub> [N/mm]	K <sub>I</sub> [N.mm <sup>-3/2</sup> ]
<b>a= 0,1</b>	2083,58	4167,16	1226,34	0,00100423	0,4996	589,96
<b>a= 0,2</b>	2082,04	4164,08	1707,23	0,00134061	0,9285	804,27
<b>a= 0,3</b>	2079,56	4159,12	2062,24	0,00159457	1,3340	964,04
<b>a= 0,4</b>	2076,19	4152,38	2350,03	0,00180018	1,7162	1093,45
<b>a= 0,5</b>	2071,99	4143,98	2594,31	0,00197531	2,0789	1203,46

Através dos resultados obtidos na Tabela 34 é possível calcular os valores de K<sub>I</sub> para a carga aplicada na solução analítica (3729,84 N) de modo a ser possível comparar os resultados obtidos. O gráfico da Figura 99 representa a relação entre o comprimento da fenda e o fator de intensidade de tensões do provete (K<sub>I</sub>), utilizando uma solução baseada no método dos elementos finitos.

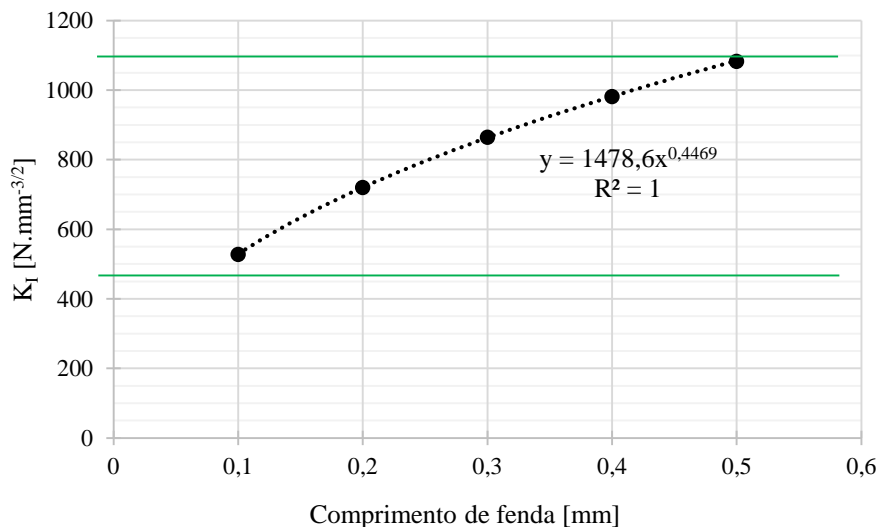


Figura 99: Gráfico da relação entre o comprimento da fenda e o fator de intensidade de tensões do provete (K<sub>I</sub>) obtida utilizando o método dos elementos finitos.

Através do gráfico da Figura 99 e de acordo com a informação indicada na referência [89] o valor do defeito crítico é de 0,52 mm, enquanto que de acordo com a informação sugerida na

referência [86], este valor é de 0.08 mm. Verifica-se, assim, que o valor do defeito crítico utilizando a solução analítica e utilizando o método dos elementos finitos é muito idêntico para ambos os casos. Outra forma de comparar estas duas abordagens seria utilizar o valor de  $F_y$  obtido na Tabela 34, pelo método dos elementos finitos, multiplicá-lo por dois uma vez que no *software* Abaqus apenas se estudou metade do modelo devido à existência de simetria como já foi referido, e utilizar a expressão (71) da solução analítica para verificar se o resultado é idêntico, tudo para o mesmo comprimento de fenda. Posto isto, registre-se, por exemplo, que, através da solução analítica se obtém um valor de  $K_I$  de  $590,64 \text{ N.mm}^{-3/2}$ , sendo que para o método dos elementos finitos o valor obtido foi de  $589,96 \text{ N.mm}^{-3/2}$  (valor indicado na Tabela 34) e o valor da carga foi de 4167,16 N, valores estes muito próximos, o que demonstra que ambas as abordagens são corretas para o caso em estudo. O que se pode concluir é que quando o comprimento de fenda ultrapassa valores de 0,48 mm (valor obtido pela solução analítica) o que acontece é que o valor de  $K_I$  passa a ser superior ao valor de  $K_{IC}$ , e a propagação da fenda ocorre de forma instável. Por esta razão não é possível observar nenhuma diminuição gradual do valor das cargas nem uma redução da rigidez do material durante os ensaios de fadiga.

De modo a obter-se uma estimativa do valor do limiar de propagação de fendas de fadiga,  $\Delta K_{th}$ , a partir da curva S-N representada na Figura 94, representou-se a curva F-N na Figura 100, onde se relaciona a gama de forças aplicada com o número de ciclos até à rotura.

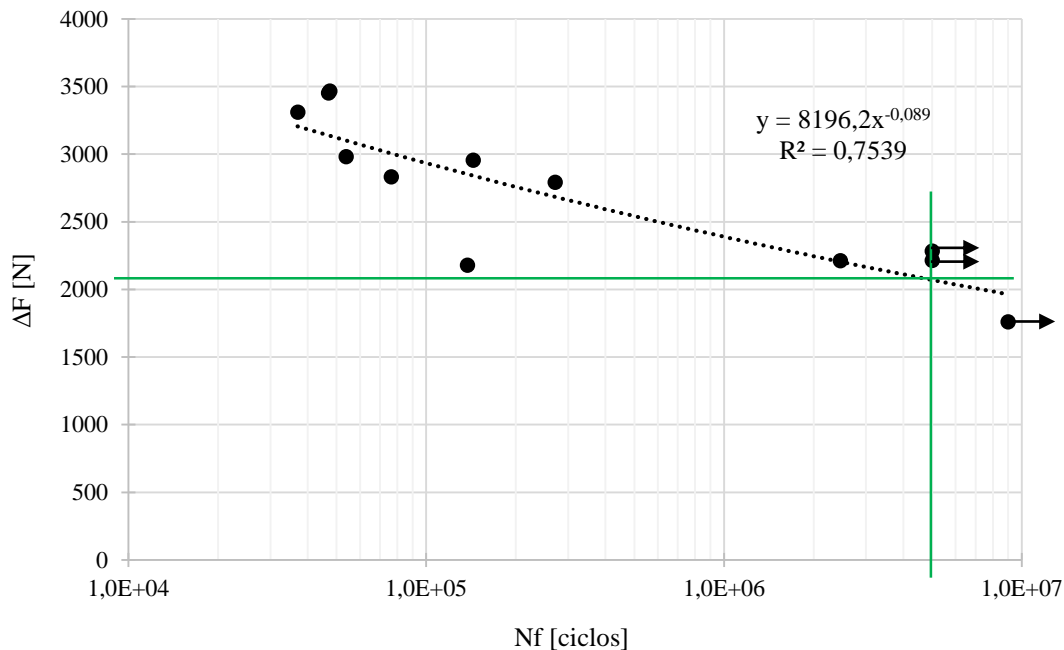


Figura 100: Curva F-N para o material retificado.

Em primeiro lugar é necessário encontrar o valor da carga limite de fadiga  $\Delta P_{th}$  ou  $\Delta P_{fo}$ . A partir do gráfico da Figura 100 verifica-se que este valor é cerca de 2100 N, sendo com isto possível estimar o valor de  $\Delta K_{th}$  através da expressão (71), substituindo o valor de P por  $\Delta P_{th}$  e o valor de a arbitrado igual a 0,1 mm. Obtém-se, assim, o valor do limiar de propagação de fendas de fadiga,  $\Delta K_{th}$ , de 297,65 N.mm<sup>-3/2</sup>, ou seja, abaixo deste valor e para um comprimento de fenda pré-existente de 0,1 mm não há propagação da fenda por fadiga, tal como observado na Figura 44 (b) da Secção 2.2.10.2.

Fukaura *et al.* [86] calcularam o limiar de propagação para provetes de aço AISI D2 que fraturam por fadiga (flexão rotativa) a partir de um defeito do tipo *fish-eye* perto da superfície ou num local à superfície, sendo o valor encontrado de 3,3 MPa  $\sqrt{m}$  (104.4 N.mm<sup>-3/2</sup>). Tendo em conta as expressões já encontradas, para este valor de  $\Delta K_{th}$ , o comprimento de fenda a partir do qual há propagação de fenda por fadiga é de 0,073 mm.

## 4.2 Estado Maquinado por Eletroerosão

Depois dos ensaios de fadiga utilizando os provetes retificados e após se construir a curva S-N para este estado de material, é agora necessário estudar os provetes maquinados por eletroerosão. Para isso decidiu-se maquinar três faces de cada um dos provetes como será visto mais à frente. Em primeiro lugar irá ser feita uma breve revisão dos parâmetros e respetivos valores da máquina de eletroerosão utilizada. Posteriormente serão apresentados os resultados e a respetiva análise dos mesmos, assim como as curvas S-N para o estado maquinado por eletroerosão. Também será apresentada uma simulação utilizando o método dos elementos finitos para avaliar uma eventual concentração de tensões produzida pela maquinagem por eletroerosão numa zona central dos provetes.

### 4.2.1 Parâmetros de Maquinagem

Tendo em conta o número de provetes disponível procurou-se inicialmente aplicar o método de Taguchi tendo em conta uma matriz de parâmetros referidos na Tabela 35, visando a avaliação dos parâmetros ótimos para maximização da vida à fadiga. Em vez de se realizar um Taguchi com curvas S-N pretendia-se fazer um Taguchi com as vidas à fadiga médias (3

ensaios) para uma determinada carga previamente selecionada tendo por referência a curva S-N do material retificado. Na Tabela 35 apresentam-se os diversos parâmetros e respectivos valores da máquina de eletroerosão para cada um dos dois níveis propostos inicialmente para aplicação do método de Taguchi. Em termos de parâmetros referidos na Tabela 35, apresenta-se, de seguida, uma breve revisão de cada um deles. A tensão referida equivale à tensão aplicada em vazio; a duração do impulso corresponde ao tempo durante o qual a descarga ocorre; a “compressão” (*compression*) corresponde ao grau de deterioração na folga, ou seja, ao número de partículas erodidas durante o processo de maquinagem por eletroerosão, o ganho (*gain*) corresponde à sensibilidade de reação do servo-sistema, o parâmetro *relative withdraw* corresponde à distância que o porta elétrodo se desloca desde a última posição de trabalho, o parâmetro ACO significa *adaptive control optimisation* e é um controlo *on-line* realizado pela máquina; o parâmetro ACC significa *adaptive control constraints* e corresponde às restrições devidas aos materiais dos elétrodo (ferramenta e peça de trabalho) utilizados. Os restantes parâmetros já foram expostos na Secção 2.1. [92]. É importante referir que os parâmetros escolhidos nesta primeira fase têm como principal objetivo as operações de acabamento ou seja, produzir superfícies com bom acabamento superficial o que implica valores baixos de rugosidade, razão pela qual não se optou por utilizar valores de parâmetros mais severos que, apesar de acelerarem o processo, acabariam por produzir superfícies com pior acabamento superficial.

Tabela 35: Parâmetros propostos no método de Taguchi e respetivo código e limites da máquina de eletroerosão utilizada.

	Parâmetro	Código da máquina	Valor	Limites da Máquina
Controlo do Impulso	Intensidade de Corrente (I)	5	3,2 A	1,0 A - 37,1 A
		7	5,6 A	
	Duração do Impulso (T)	10	18 μs	1 μs – 1000 μs
		8	10 μs	
	Pausa (P)	10	18 μs	1 μs – 1000 μs
		8	10 μs	
	Tensão (U)	7	225 V	60 V – 225 V
		6	180 V	
	Polaridade do eletrodo	-	-	+/-
	Compression	15 %		10% - 40%
		25 %		
	Gain	15 %		10% - 40%
		25 %		
	Gap	0,01 mm		-
		0,02 mm		
Mode	1		-	
Sbox	0		0-4	
Controlo do Processo	ACO	154		-
	Time Speed	700 mm/min		300 mm/min - 700 mm/min
		500 mm/min		
	Erosion Time	30 s		1s – 30s
		10 s		
	Relative Withdraw	1,0 mm		1 mm – 3 mm
		2,0 mm		
ACC	02 (Cobre-aço)		-	

Relativamente aos valores de intensidade de corrente e duração do impulso (parâmetros que mais afetam o processo), estes foram escolhidos tendo em conta os estudos realizados por Guu e Hocheng [63] e por Ghanem *et al.* [66]. Nestes estudos foram utilizadas intensidades de corrente de 5 A e durações de impulso de 20  $\mu$ s e 5  $\mu$ s. Posto isto decidiu-se utilizar valores próximos dos utilizados nestes estudos. Para a intensidade de corrente optou-se por utilizar 3,2 A e 5,6 A uma vez que são valores baixos (permitem bons acabamentos) e têm diferença significativa entre eles, o que permite perceber se um aumento da intensidade de corrente tem influência no acabamento superficial e comportamento à fadiga. Para a duração do impulso foi proposto 10  $\mu$ s e 18  $\mu$ s pelas mesmas razões. Não se utilizaram valores inferiores porque os tempos de maquinagem seriam muito longos e não se utilizaram valores superiores com vista a controlar o nível de rugosidade. Para o valor de ACC optou-se pelo valor correspondente à combinação, Cobre-aço, uma vez que esta era a combinação mais parecida com a combinação do presente estudo (aço-aço). Relativamente aos restantes parâmetros e combinações, que não são referidos na literatura, tentou-se combinar valores baixos com o intuito de obter os melhores resultados para operações de acabamento. Posto isto, decidiu-se retirar cerca de 0,1 mm de material em cada uma das faces, sendo que este valor pode variar ligeiramente, quando se alteram os parâmetros de maquinagem, devido ao maior ou menor desgaste sofrido pelo eletrodo.

A proposta inicial para aplicação do método de Taguchi assentava numa matriz ortogonal do tipo  $L_{12}$ , englobando onze parâmetros do processo de eletroerosão e doze ensaios com apenas dois níveis, isto é, cada um dos parâmetros só poderia tomar dois valores, no máximo. Esta matriz, assim como os níveis utilizados em cada um dos doze ensaios, pode ser consultada na Figura 101 [8, 93, 94].



		Parâmetros do Processo										
Número de Ensaios	No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
	2	1	1	1	1	1	2	2	2	2	2	2
	3	1	1	2	2	2	1	1	1	2	2	2
	4	1	2	1	2	2	1	2	2	1	1	2
	5	1	2	2	1	2	2	1	2	1	2	1
	6	1	2	2	2	1	2	2	1	2	1	1
	7	2	1	2	2	1	1	2	2	1	2	1
	8	2	1	2	1	2	2	2	1	1	1	2
	9	2	1	1	2	2	2	1	2	2	1	1
	10	2	2	2	1	1	1	1	2	2	1	2
	11	2	2	1	2	1	2	1	1	1	2	2
	12	2	2	1	1	2	1	2	1	2	2	1

Figura 101: Arranjo ortogonal L12 [95].

Tendo em conta a matriz de ensaios da Figura 101 e os parâmetros indicados na Tabela 35, resultam as várias combinações possíveis para os doze ensaios, tal como representado na Tabela 36. Nesta tabela apenas se referem dez parâmetros uma vez que a polaridade será sempre constante, negativa para o presente caso (ou seja, eléctrodo ferramenta com polaridade negativa e a peça com polaridade positiva).

Tabela 36: Arranjo ortogonal  $L_{12}$  para os parâmetros de eletroerosão propostos originalmente para o presente estudo.

Parâmetros do Processo											
Número de Ensaios	Nº.	I	T	P	U	Compr.	Gai	GAP	T.Speed	E.Time	R.Withdraw
	1	5	10	10	7	15	15	0,01	700	30	1
	2	5	10	10	7	25	25	0,02	500	10	2
	3	5	10	8	6	15	15	0,01	500	10	2
	4	5	8	10	6	15	25	0,02	700	30	2
	5	5	8	8	7	25	15	0,02	700	10	1
	6	5	8	8	6	25	25	0,01	500	30	1
	7	7	10	8	6	15	25	0,02	700	10	1
	8	7	10	8	7	25	25	0,01	700	30	2
	9	7	10	10	6	25	15	0,02	500	30	1
	10	7	8	8	7	15	15	0,02	500	30	2
	11	7	8	10	6	25	15	0,01	700	10	2
	12	7	8	10	7	15	25	0,01	500	10	1

O objetivo inicial do método de Taguchi seria maquinar três provetes para cada condição do método de Taguchi. No entanto, optou-se por começar a maquinar apenas um provete para algumas condições, à exceção da condição número 7, para a qual foram maquinados três provetes. Na Tabela 37 apresenta-se o número do provete maquinado e a respetiva condição (número da linha) do método de Taguchi, assim como o tempo médio total consumido na maquinagem pelo processo de eletroerosão. Este tempo é um tempo total para três faces maquinadas (face de tração e faces laterais). As faces maquinadas serão ilustradas na secção seguinte, na Figura 102.

Tabela 37: Provetes maquinados para algumas condições do método de Taguchi.

Nº Método Taguchi	Nº Proвете	Tempo médio [horas]
<b>1</b>	34	20
<b>2</b>	5	25
<b>7</b>	32	7
	28	
	27	
<b>8</b>	49	4

Através dos resultados indicados na Tabela 37 verifica-se que quer para a condição 1 quer para a condição 2 do método de Taguchi, o tempo de maquinagem é demasiado elevado. Este tempo insustentável pode estar relacionado com a existência de carbonetos na superfície do provete (como ficou comprovado na Secção 3.2.1), que será também discutido na Secção 4.2.6, ou mesmo uma inadequação dos próprios parâmetros de maquinagem.

Um dos objetivos da presente dissertação passava por utilizar o método de Taguchi de modo a otimizar os parâmetros de eletroerosão para uma vida mais longa de fadiga. No entanto, esta abordagem foi abandonada pois verificou-se que a maquinagem utilizando uma intensidade de corrente de 3.2 A combinada com outros parâmetros da máquina (linha 1 e 2 da matriz de Taguchi) era bastante demorada (mais de 20 horas) pelo que não era viável tanto em termos práticos como em termos industriais. Posto isto, optou-se por abordar o problema de forma diferente. Assim optou-se por procurar gerar curvas S-N para provetes eletroerodidos, considerando parâmetros de maquinagem que fossem mais eficientes e um menor número de condições de maquinagem. O primeiro conjunto de parâmetros corresponde aos parâmetros da linha 7 do método de Taguchi pois conduziram a tempos de maquinagem ainda considerados aceitáveis, sendo estes designados por parâmetros A. O segundo conjunto de parâmetros está indicado na Tabela 38 e será designado por parâmetros B de modo a ser mais fácil a identificação dos mesmos ao longo da presente dissertação.

Tabela 38: Parâmetros utilizados na máquina de eletroerosão – parâmetros B.

	Parâmetro	Código da máquina	Valor
<i>Controlo do Impulso</i>	Intensidade de Corrente (I)	11	19,3 A
	Duração do Impulso (T)	10	18 $\mu$ s
	Pausa (P)	8	10 $\mu$ s
	Tensão (U)	7	225 V
	Polaridade	-	
	<i>Compression</i>	20 %	
	<i>Gain</i>	20 %	
	<i>GAP</i>	0,085 mm	
	<i>Mode</i>	1	
	<i>Sbox</i>	29	
<i>Controlo do Processo</i>	ACO	8	
	<i>Time Speed</i>	350 mm/min	
	<i>Erosion Time</i>	0,3 s	
	<i>Relative Withdraw</i>	1 mm	
	ACC	20 (Cobre-metal duro)	

Para estes novos parâmetros, decidiu-se alterar significativamente os valores da intensidade de corrente e do valor da folga (*gap*) de modo a perceber se esta alteração iria influenciar, significativamente, o acabamento superficial e o comportamento à fadiga. Também se espera reduzir o tempo total de maquinagem com estes novos parâmetros. Os parâmetros B de maquinagem foram escolhidos tendo em conta várias combinações de parâmetros sugeridas pelo fabricante da máquina de eletroerosão para diversos materiais. Dentro das várias combinações de parâmetros sugeridas foi escolhida uma combinação tendo em conta a área total que se pretendia maquinar e o tipo de material utilizado. Uma vez que o aço em questão

possui uma dureza bastante elevada, optou-se por escolher o valor de ACC correspondente à combinação Cobre-metal duro. Apesar do eletrodo utilizado ser de aço CK45, esta era a combinação que mais se aproximava das diferenças entre materiais usados no presente estudo. Para a definição dos parâmetros A optou-se pela combinação Cobre-aço e os resultados não corresponderam ao esperado, em particular os tempos de maquinagem muito elevados. É importante referir também que esta combinação não foi primeiramente escolhida pois, de acordo com o fabricante, esta combinação Cobre-metal duro é ideal para materiais com carbonetos de Tungsténio ou Cobalto. Também é importante referir que o material mais importante para esta escolha é o material da peça a trabalhar (aço neste caso) e não tanto o material do eletrodo ferramenta.

Estes parâmetros indicados na Tabela 38 permitiram maquinar as três faces de cada um dos provetes num tempo total de 2 horas, o que contrasta com as 7 horas resultantes da utilização dos parâmetros B.

Assim, vão ser novamente realizados ensaios de fadiga para vários patamares de gama de deslocamento para cada conjunto de parâmetros de maquinagem (parâmetros A e B) de modo a existirem pontos suficientes para o traçado das duas curvas S-N que caracterizam o estado do material, à semelhança do que foi realizado para o material retificado.

De seguida, na Tabela 39 e Tabela 40, são apresentadas as dimensões dos provetes maquinados pelo processo de eletroerosão, utilizando os parâmetros A e B, respetivamente, sendo que cada valor se refere a uma média de três medições de cada um dos provetes. Esta medição foi executada utilizando um micrómetro de exteriores. De referir que se vão apresentar também os resultados para os provetes 34 e 49, maquinados ainda tendo presente a proposta inicial de Taguchi, apesar de não serem utilizados para a construção das curvas S-N.

Tabela 39: Dimensões dos provetes antes e após o processo de maquinagem por eletroerosão utilizando os parâmetros A, à exceção dos provetes 34 e 49 maquinados pelos parâmetros correspondentes às linhas 1 e 8 do método de Taguchi, respetivamente.

Dimensões antes de eletroerosão			Dimensões após eletroerosão		Material Retirado	
Proвете	b [mm]	h [mm]	b [mm]	h [mm]	$\Delta b$ [mm]	$\Delta h$ [mm]
32	24,64	6,23	24,51	6,16	0,13	0,07
28	24,64	6,22	24,48	6,13	0,16	0,09
27	24,64	6,27	24,48	6,14	0,16	0,13
42	24,64	6,22	24,48	6,14	0,16	0,08
45	24,63	6,21	24,48	6,14	0,15	0,07
29	24,64	6,22	24,48	6,12	0,15	0,10
2	24,64	6,12	24,48	6,03	0,16	0,09
7	24,64	6,12	24,46	6,03	0,17	0,10
34	24,64	6,21	24,41	6,10	0,23	0,11
49	24,63	6,25	24,47	6,11	0,16	0,13

Tabela 40: Dimensões dos provetes antes e após o processo de maquinagem por eletroerosão utilizando os parâmetros B.

Proвете	Dimensões antes de eletroerosão		Dimensões após eletroerosão		Material Retirado	
	b [mm]	h [mm]	b [mm]	h [mm]	$\Delta b$ [mm]	$\Delta h$ [mm]
<b>41</b>	24,64	6,22	24,56	6,11	0,08	0,11
<b>36</b>	24,63	6,22	24,47	6,12	0,16	0,1
<b>10</b>	24,63	6,13	24,55	5,98	0,09	0,15
<b>43</b>	24,64	6,23	24,36	6,12	0,28	0,11
<b>48</b>	24,64	6,22	24,55	6,11	0,08	0,11
<b>11</b>	24,64	6,12	24,55	6,03	0,08	0,09
<b>4</b>	24,64	6,12	24,55	6,02	0,09	0,1
<b>17</b>	24,64	6,13	24,58	6,01	0,05	0,12
<b>44</b>	24,64	6,22	24,54	6,11	0,09	0,11
<b>15</b>	24,62	6,12	24,58	6,06	0,04	0,06
<b>31</b>	24,63	6,22	24,59	6,12	0,04	0,10
<b>9</b>	24,64	6,12	24,58	6,03	0,06	0,09

Através dos resultados das Tabela 39 e Tabela 40 verifica-se que em média foram removidos 0,1 mm, podendo em alguns casos este valor ser maior ou menor. Esta diferença de dimensões de provete para provete não afetará a análise de fadiga pois a gama de tensões terá sempre em conta as dimensões finais correspondentes a cada provete medidas na zona maquinada.

#### **4.2.2 Superfícies Maquinadas**

Na Figura 102 (a) é possível observar as superfícies maquinadas pelo processo de eletroerosão, para o provete 32, maquinado utilizando os parâmetros A, sendo que na Figura 102 (b) se pode observar uma ampliação destas zonas. Tal como foi referido no início desta secção, foram maquinadas três faces dos provetes uma vez que a fenda de fadiga pode surgir na face X (mais provável) mas também podem surgir fendas de canto e, desta forma, garante-se que a iniciação da fenda ocorrerá sempre nas mesmas condições superficiais. Todos os restantes provetes foram maquinados desta forma. As faces apenas foram maquinadas numa extensão reduzida na zona central com cerca de 20 mm visando assim minimizar os tempos de maquinagem. Como os ensaios realizados são ensaios de flexão em três pontos as tensões são máximas na zona central pelo que é desnecessário maquinar os provetes em zonas onde a probabilidade de ocorrer rotura é muito baixa.

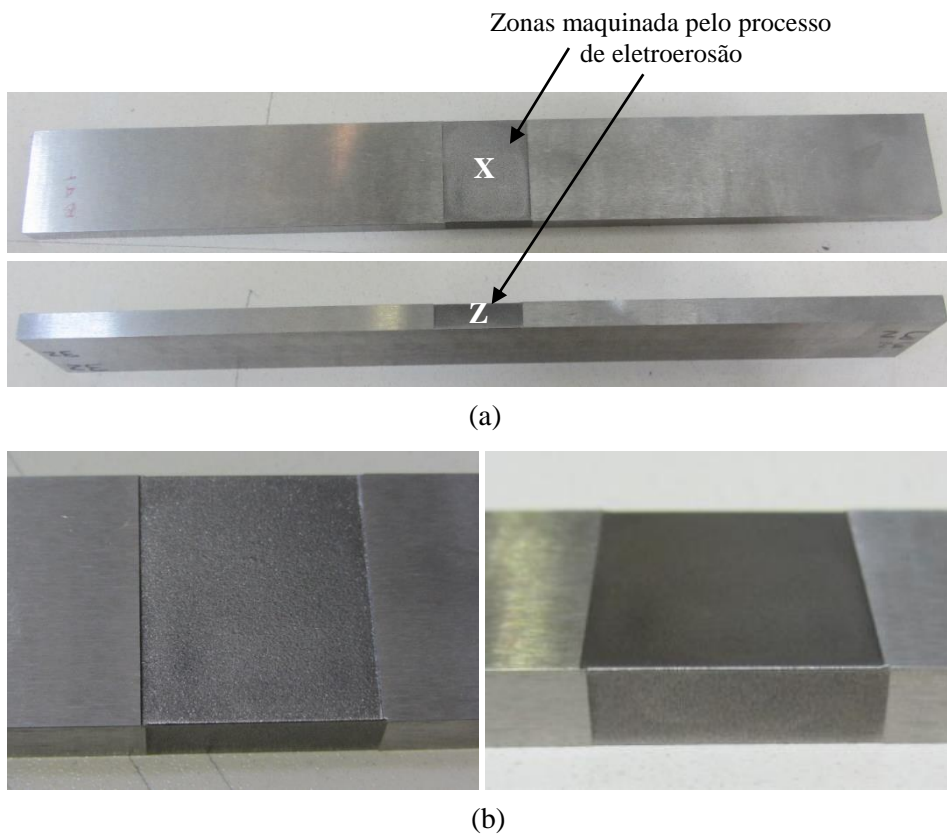


Figura 102: Superfícies maquinadas pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros A, para o provete 32: (a) foto completa do provete; (b) zoom da zona central maquinada.



Na Figura 103 observam-se as superfícies maquinadas pelo processo de eletroerosão, para o provete 43, maquinado utilizando os parâmetros B.

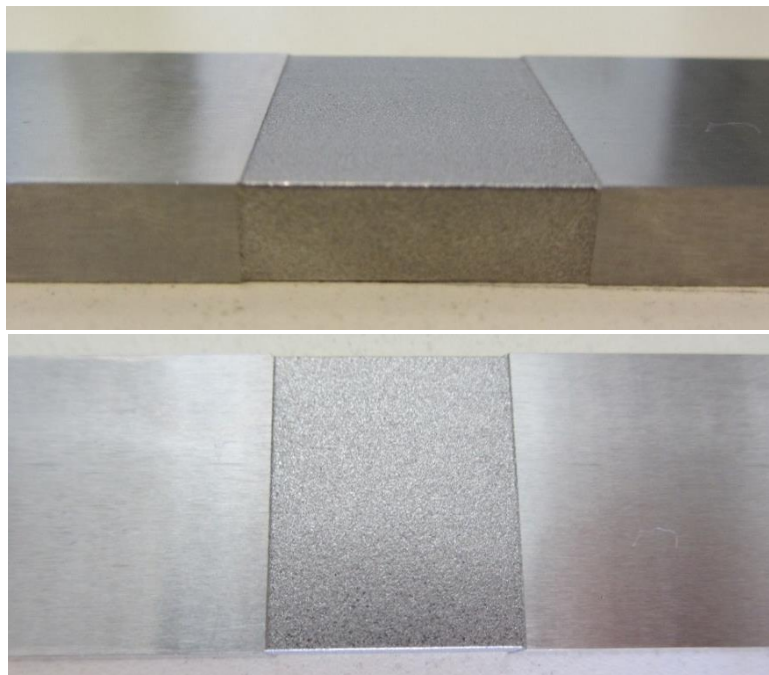


Figura 103: Superfícies maquinadas pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B, para o provete 43.

Posteriormente, com o objetivo de se perceber se o aumento da área maquinada tinha influência quer na vida à fadiga quer na localização da fratura do provete, decidiu-se aumentar a área de maquinagem por eletroerosão utilizando, para este efeito, os parâmetros B, que conduzem a tempos de maquinagem menores. Este estudo visa reforçar as conclusões retiradas com a simulação realizada na Secção 4.2.7 onde se demonstra que a transição da zona eletroerodida para a zona retificada não introduz uma concentração de tensões significativa. O comprimento maquinado passou de 20 mm para 80 mm. As três superfícies maquinadas do provete 15 são apresentadas na Figura 104. De salientar que foram também maquinados desta forma os provetes 31 e 9 de modo a verificar-se se a rotura ocorria da mesma forma para um conjunto de três provetes, para dar maior representatividade aos resultados.

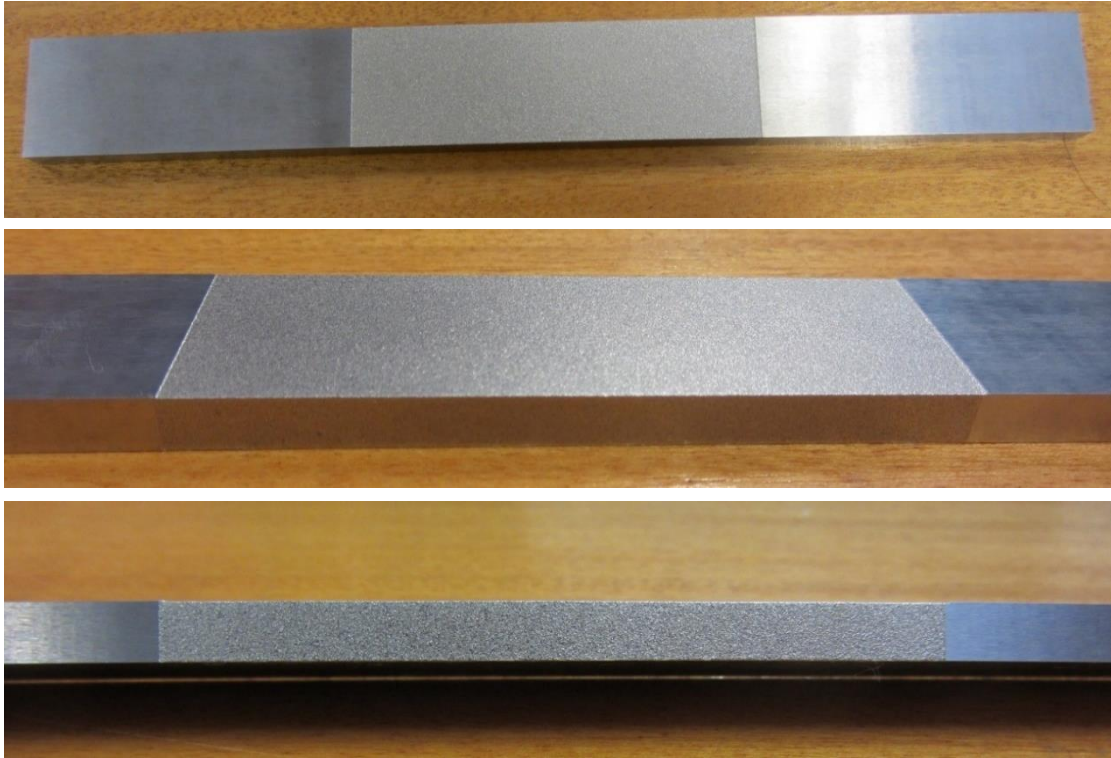


Figura 104: Superfícies maquinadas por eletroerosão utilizando os parâmetros B e um comprimento de maquinagem de 80 mm para o provete 15.

### **4.2.3 Medições de Rugosidade**

À semelhança do que foi realizado para os provetes retificados, também para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão é necessário avaliar o acabamento superficial. Nestes provetes não há diferenças de medição entre a direção longitudinal e transversal em termos de rugosidades, razão pela qual se efetuaram apenas sete medições em cada um dos provetes. Os valores médios para os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e os parâmetros B podem ser consultados na Tabela 41, e os valores de todas as medições são apresentados nos Anexos F e G, para os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e B, respetivamente (em alguns casos foram eliminados valores fora do normal, aparecendo menos de 7 medições). De salientar que não foram medidas rugosidades para o provete 28 uma vez que este foi utilizado para observar a microestrutura referida na Secção 4.2.6. Na Tabela 42 apresentam-se os valores de rugosidades para os provetes maquinados utilizando os parâmetros B, mas com um comprimento maquinado de 80 mm (referido na secção anterior).

Tabela 41: Valores médios de rugosidades obtidos para os provetes maquinados: à esquerda utilizando os parâmetros A; à direita utilizando os parâmetros B.

Proвете	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]	Proвете	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
<b>32</b>	9,063	7,369	1,253	<b>41</b>	15,657	12,327	2,253
<b>27</b>	9,989	8,346	1,384	<b>36</b>	14,817	11,909	2,279
<b>42</b>	8,980	7,452	1,322	<b>10</b>	14,663	12,191	2,266
<b>45</b>	8,742	7,727	1,348	<b>43</b>	14,297	11,730	2,208
<b>29</b>	10,074	8,006	1,346	<b>48</b>	16,876	13,683	2,441
<b>2</b>	10,933	8,199	1,429	<b>11</b>	18,103	14,294	2,637
<b>7</b>	10,276	8,459	1,476	<b>4</b>	17,537	13,826	2,551
<b>34</b>	10,149	8,541	1,494	<b>17</b>	14,639	11,837	2,224
<b>49</b>	9,753	7,930	1,470	<b>44</b>	15,693	13,173	2,389

Tabela 42: Valores médios de rugosidades obtidos para os provetes maquinados utilizando os parâmetros B e um comprimento de maquinagem de 80 mm.

Proвете	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
<b>15</b>	17,526	14,009	2,573
<b>31</b>	16,779	14,276	2,467
<b>9</b>	16,649	13,391	2,291

Através dos resultados das Tabela 41 e Tabela 42 verifica-se que a rugosidade dos provetes maquinados utilizando os parâmetros A é sistematicamente inferior à rugosidade dos provetes maquinados utilizando os parâmetros B. Também se verifica que não existem diferenças significativas na rugosidade dos provetes maquinados utilizando os parâmetros B com um comprimento de 20 mm comparativamente com os provetes com um comprimento maquinado de 80 mm. Comparando as rugosidades dos provetes maquinados por eletroerosão

com as rugosidades dos provetes retificados, constata-se que a eletroerosão produz rugosidades mais uniformes e não existe qualquer influência do efeito direcional.

#### **4.2.4 Líquidos Penetrantes**

Tal como foi praticado para os provetes retificados, também se achou relevante aplicar líquidos penetrantes aos provetes maquinados pelo processo de eletroerosão de modo a revelar qualquer fenda pré-existente, tal como já foi referido para o caso dos provetes retificados. O procedimento é o mesmo já referido na Secção 4.1.2, e neste caso este procedimento foi aplicado a todos os provetes antes dos ensaios de fadiga. Decidiu-se apenas apresentar as imagens referentes aos casos onde seja perceptível algum defeito ou micro-fissura.

Na Figura 105 é possível observar o provete 27 com o líquido revelador, após ser maquinado pelo processo de eletroerosão e antes do ensaio de fadiga. Através da Figura 105 verifica-se que existe uma pequena marca na superfície podendo significar a existência de uma rede de microfissuras existente na superfície maquinada resultante do processo de eletroerosão (será apresentado na Secção 4.3.3), no entanto este aspeto não terá qualquer influência na vida à fadiga do componente, como será observado na secção seguinte.

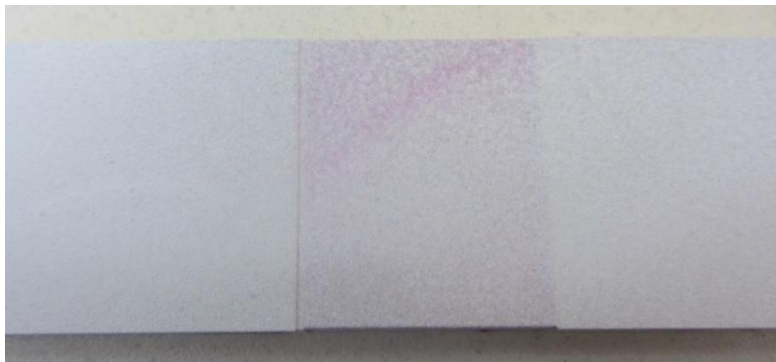


Figura 105: Provete 27 após aplicação dos líquidos penetrantes.

#### **4.2.5 Curvas S-N**

O próximo passo consistiu em realizar os ensaios de fadiga para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão. Tal como foi referido, para cada condição de parâmetros de eletroerosão, vão ser testados vários níveis de deslocamento impostos na máquina de ensaios de fadiga. Mais uma vez foi necessário definir os parâmetros do *software* Catman utilizado

antes de se dar início à aquisição dos dados. Assim sendo, para estes ensaios foram utilizados 2087 pontos por período, um total de 2000 períodos e uma taxa de amostragem de 4800 amostras por segundo, sendo o intervalo de aquisição de dados de 120 segundos.

Com os resultados obtidos através do *software* Catman e utilizando a expressão (66), calcularam-se as gamas de tensões que serão apresentados nas várias tabelas de resultados. Uma vez que não existe uma grande diferença entre as tensões na zona do entalhe e as tensões na zona central do provete, tal como será confirmado na Secção 4.2.7, então não é necessário corrigir o valor da tensão e esta equação, válida para as tensões no centro do provete, pode ser utilizada para os casos dos provetes eletroerodida onde a rotura ocorreu maioritariamente a cerca de 10 mm do centro do provete como será ilustrado na Secção 4.2.8.

#### **4.2.5.1 Parâmetros de Maquinagem A**

Primeiramente, foram testados os provetes com os parâmetros A de maquinagem. Os primeiros três, com os números 32, 28 e 27, foram testados para uma gama de deslocamento de 1,8 mm. Os outros dois provetes, com os números 42 e 45, foram testados para uma gama de deslocamento de 1,42 mm e, por fim, os provetes com os números 29, 2 e 7 foram testados para uma gama de deslocamento de 1 mm. Os provetes números 2 e 7 apresentaram uma vida infinita (5000000 ciclos sem rotura). Como se verificou para os provetes retificados, quando aparece uma pequena fenda de fadiga, a rotura é imediata, passando a carga diretamente para zero, ou seja, pode-se concluir que se um provete não partiu até a um determinado momento, significa que não possui ainda uma fenda de fadiga de dimensões críticas ou dano acumulado crítico. Por esta razão decidiu-se testar novamente os provetes números 2 e 7, para uma gama de deslocamento de 1,2 mm, passando a designarem-se por 2\* e 7\*, respetivamente. Também é importante referir que isto acontece uma vez que estes provetes foram sujeitos a uma gama de tensões inferior ao limite de fadiga.

Também foram testados os provetes números 34 (linha 1 do método de Taguchi) e 49 (linha 8 do método de Taguchi) para uma gama de deslocamento de 1,8 mm. Apesar de não serem utilizados para a construção de uma curva S-N, os seus resultados serão apresentados e podem demonstrar alguma influência de uma pequena alteração de parâmetros de maquinagem.

Os resultados obtidos para cada um dos ensaios de fadiga são apresentados na Tabela 43.

Tabela 43: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros A.

Prov.	$\delta$ [mm]	$\Delta\delta$ [mm]	Nf [ciclos]	F <sub>máx</sub> [N]	F <sub>min</sub> [N]	$\Delta F$ [N]	$\Delta\sigma$ [MPa]
<b>32</b>	2	1,8	21500	3158,44	254,69	2903,75	702,48
<b>28</b>	2	1,8	16900	3136,72	244,19	2892,53	707,50
<b>27</b>	2	1,8	8400	3160,28	254,44	2905,84	708,45
<b>34</b>	2	1,8	6600	3106,92	238,69	2868,23	710,51
<b>49</b>	2	1,8	14450	3108,32	235,88	2872,44	707,48
<b>42</b>	1,58	1,42	52100	2467,06	187,23	2279,83	555,82
<b>45</b>	1,58	1,42	61400	2417,25	204,53	2212,72	539,46
<b>29</b>	1,1	1	360000	1696,13	82,81	1613,32	395,90
<b>2</b>	1,1	1	5000000	1679,64	110,44	1569,20	396,66
<b>7</b>	1,1	1	5000000	1731,85	121,50	1610,35	407,39
<b>2*</b>	1,3	1,2	179000	1969,83	119,46	1850,37	467,73
<b>7*</b>	1,3	1,2	280000	2012,57	131,86	1880,71	475,79

Através dos resultados da Tabela 43 verifica-se que os resultados são consistentes com o que seria de esperar, ou seja, à medida que a gama de deslocamento diminui, a vida à fadiga torna-se mais longa. Verificou-se, no entanto, uma dispersão significativa nos resultados para o patamar de 1 mm de gama de deslocamento, em particular o provete 29, quando comparado com os provetes 2 e 7, teve vida finita enquanto os outros provetes apresentaram vida infinita. Esta dispersão pode estar associada à disposição dos carbonetos na matriz do material, estando estes concentrados mais próximos da superfície e da zona central do provete, aspeto esse que será verificado na Secção 4.2.6.

Analisando o patamar de 1,8 mm de gama de deslocamento constata-se que o provete 27 apresenta uma vida inferior aos outros dois provetes, cerca de metade do provete 28 e quase 1/3 da vida do provete 32. Apesar da aplicação de líquidos penetrantes no provete 27 sugerir a

existência de defeitos superficiais (neste caso, será uma rede de microfissuras associadas ao processo de eletroerosão), representado na Figura 105 da Secção 4.2.4, este não terá sido o fator distintivo para esta dispersão, pois de um modo geral os provetes eletroerodidos apresentam este padrão de fendas superficiais na camada refundida de eletroerosão. A dispersão neste patamar é considerada normal em fadiga pois os resultados são da mesma ordem de grandeza (dentro de uma década de uma escala logarítmica - 8000-80000).

Comparando agora o provete 34 com os provetes 32, 28 e 27 seria de esperar que, de acordo com o que foi referido no Estado da Arte, os provetes sujeitos a uma intensidade de corrente superior possuíssem uma vida à fadiga menor, para uma determinada gama de tensões; mas verifica-se que, em termos de vida à fadiga, não existe uma diferença significativa entre estes quatro provetes. Este resultado pode estar relacionado com a combinação de parâmetros, pois dos parâmetros correspondentes à linha 1 do método de Taguchi para os provetes maquinados utilizando os parâmetros correspondentes à linha 7 não foi alterada apenas a intensidade de corrente, mas sim vários parâmetros. Se se pretendesse verificar que o aumento da intensidade de corrente provocaria uma diminuição na vida à fadiga do material, então seria necessário manter todos os parâmetros constantes e alterar apenas a intensidade. Estes resultados não são totalmente conclusivos pois em fadiga é usual existir dispersão de resultados e a realização de apenas um ensaio para um conjunto de condições de maquinagem não permite fazer uma comparação estatística adequada.

Relativamente ao provete 49, também os resultados não são conclusivos pelas mesmas razões enumeradas, verificando-se, novamente, que a vida à fadiga deste provete está na mesma gama de valores da vida à fadiga dos provetes maquinados utilizando os parâmetros A, todos para a mesma gama de deslocamento, 1,8 mm.

Pode-se ainda referir que os resultados dos ensaios realizados nos patamares de 1,2 mm e 1,42 mm de gama de deslocamento foram muito consistentes. Tendo em conta os resultados obtidos na Tabela 43, em primeiro lugar, apresentam-se na Tabela 44 os resultados necessários para construir o gráfico da Figura 106 que relaciona o valor de  $\log(\Delta\sigma)$  com o valor de  $\log(N_f)$ , a partir do qual é possível retirar o valor do declive,  $m$ , e da constante  $C$ , da relação de potência dada pela equação (70), importantes para se estimar o comportamento à fadiga do material maquinado.

Tabela 44: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros A.

$\Delta\delta$ [mm]	Provete	Nf [ciclos]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\log(Nf)$	$\log(\Delta\sigma)$
1,8	32	21500	702,48	4,3324	2,8466
1,8	28	16900	707,50	4,2279	2,8497
1,8	27	8400	708,45	3,9243	2,8503
1,42	42	52100	555,82	4,7168	2,7449
1,42	45	61400	539,46	4,7882	2,7320
1,2	2*	179000	467,73	5,2529	2,6700
1,2	7*	280000	475,79	5,4472	2,6774
1	29	360000	395,90	5,5563	2,5976
1	2	5000000	396,66	6,6990	2,5984
1	7	5000000	407,39	6,6990	2,6100

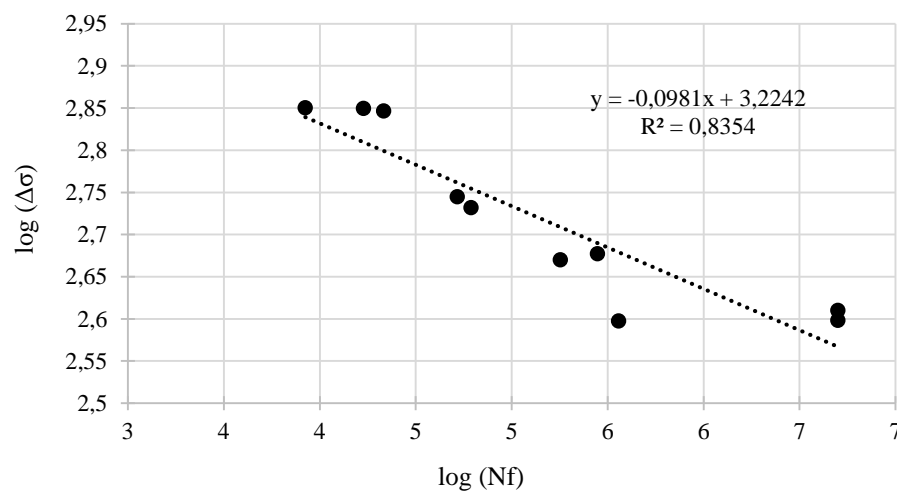


Figura 106: Relação entre  $\log(\Delta\sigma)$  e  $\log(Nf)$  para os provetes maquinados através dos parâmetros A.

A partir das equações (69) e (70) referidas na Secção 4.1.3 e do gráfico da Figura 106 é possível obter os valores apresentados na Tabela 45, para o material maquinado correspondente aos parâmetros A.



Tabela 45: Constantes obtidas para o material maquinado utilizando os parâmetros A de maquinagem.

$-\frac{1}{m}$	$\frac{\log(C)}{m}$	m	C
-0,0981	3,2242	10,19	$7,35 \times 10^{32}$

À semelhança do que foi realizado para o material retificado, é agora possível traçar a curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50%, representada no gráfico da Figura 107, para o estado maquinado do aço AISI D2 quando se utilizam os parâmetros A, utilizando para esse efeito os valores obtidos na Tabela 43.

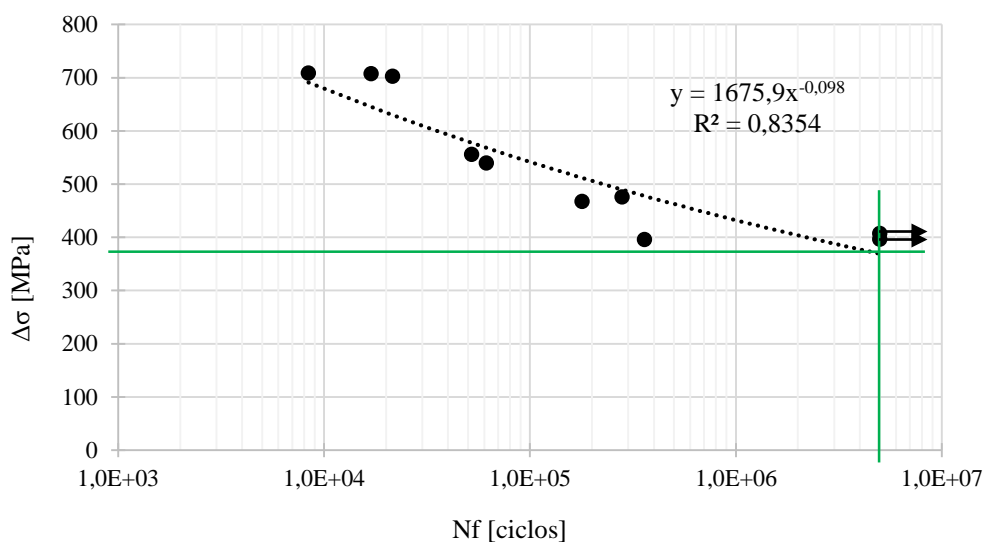


Figura 107: Curva S-N para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros A de maquinagem.

Através do gráfico da Figura 107 é possível encontrar o valor da tensão limite de fadiga definida para uma vida de 5000000 ciclos, sendo este valor de aproximadamente 380 MPa. Verifica-se novamente a existência de alguma dispersão, característica dos ensaios de fadiga, embora o coeficiente de determinação ( $R^2=0.84$ ) seja ainda significativo.

#### 4.2.5.2 Parâmetros de Maquinagem B

Posteriormente, foram testados os provetes maquinados utilizando os parâmetros B, segundo três patamares de solicitação e com três provetes por patamar, perfazendo um total de nove provetes testados. Assim sendo, os primeiros três, com os números 41, 36 e 10 foram testados para uma gama de deslocamento de 1,5 mm. Os outros provetes, com os números 43, 48 e 11, foram testados para uma gama de deslocamento de 1,2 mm e, por fim, os provetes com os números 4, 17 e 44 foram testados para uma gama de deslocamento de 1 mm. Na Tabela 46 são apresentados os resultados dos ensaios de fadiga para estes provetes.

Tabela 46: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B.

Prov.	$\delta$ [mm]	$\Delta\delta$ [mm]	Nf [ciclos]	F <sub>máx</sub> [N]	F <sub>min</sub> [N]	$\Delta F$ [N]	$\Delta\sigma$ [MPa]
<b>41</b>	1,7	1,5	45000	2595,54	189,99	2405,55	590,32
<b>36</b>	1,7	1,5	35200	2628,11	190,14	2437,97	598,51
<b>10</b>	1,7	1,5	30600	2545,44	213,76	2331,68	597,58
<b>43</b>	1,3	1,2	101000	2076,47	144,71	1931,76	476,38
<b>48</b>	1,3	1,2	117000	2077,13	138,80	1938,33	475,86
<b>11</b>	1,3	1,2	113000	1988,64	124,82	1863,83	469,79
<b>4</b>	1,1	1	266000	1667,67	92,28	1575,38	398,40
<b>17</b>	1,1	1	500000	1667,55	96,79	1570,75	398,07
<b>44</b>	1,1	1	471000	1701,17	87,00	1614,17	396,44

Através dos resultados da Tabela 46 verifica-se, mais uma vez, que estes são consistentes com o que seria de esperar, ou seja, à medida que a gama de deslocamento diminui, a vida à fadiga torna-se mais longa. Verifica-se também uma menor dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros B, em cada patamar, em comparação com os provetes maquinados utilizando os parâmetros A.

Na Tabela 47 são apresentados os resultados necessários para construir o gráfico da Figura 108 que relaciona o valor de  $\log(\Delta\sigma)$  com o valor de  $\log(N_f)$ , a partir do qual é possível retirar o valor do declive,  $m$ , e da constante  $C$ .

Tabela 47: Resultados obtidos para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B.

$\Delta\delta$ [mm]	Provete	Nf [ciclos]	$\Delta\sigma$ [MPa]	$\log(N_f)$	$\log(\Delta\sigma)$
1,5	41	45000	590,32	4,6532	2,7711
1,5	36	35200	598,51	4,5465	2,7771
1,5	10	30600	597,58	4,4857	2,7764
1,2	43	101000	476,38	5,0043	2,6780
1,2	48	117000	475,86	5,0682	2,6775
1,2	11	113000	469,79	5,0531	2,6719
1	4	266000	398,40	5,4249	2,6003
1	17	5000000	398,07	6,6990	2,6000
1	44	471000	396,44	5,6730	2,5982

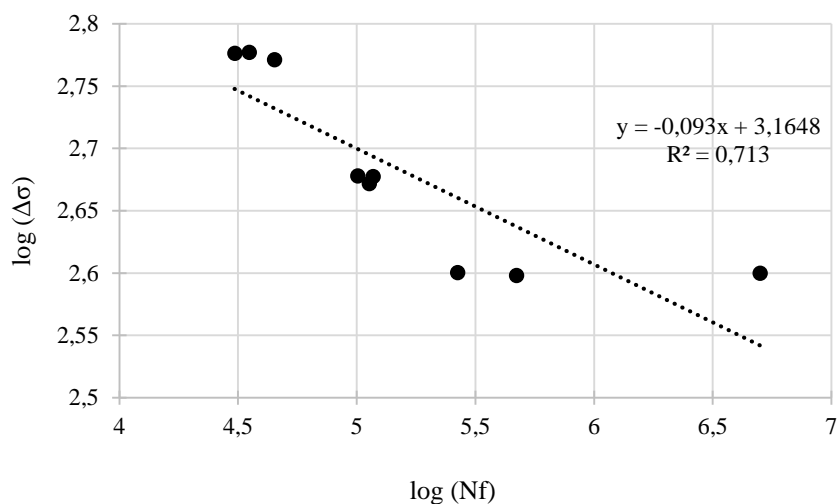


Figura 108: Relação entre  $\log(\Delta\sigma)$  e  $\log(N_f)$  para os provetes maquinados através dos parâmetros B.

Mais uma vez, a partir das equações (69) e (70) referidas na Secção 4.1.3 e tendo em conta os resultados obtidos no gráfico da Figura 108, é possível obter os valores das constantes  $m$  e  $C$ , indicadas na Tabela 48.

Tabela 48: Constantes obtidas para o material maquinado utilizando os parâmetros B de maquinagem.

$-\frac{1}{m}$	$\frac{\log(C)}{m}$	$m$	$C$
-0,093	3,1648	10,75	$1,07 \times 10^{34}$

À semelhança do que foi realizado para o material retificado e para o material maquinado utilizando os parâmetros A, é agora possível traçar a curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50%, representada no gráfico da Figura 109, para o aço AISI D2, no estado maquinado quando se utilizam os parâmetros B, utilizando para esse efeito os valores obtidos na Tabela 46. Apesar da dispersão de resultados em cada patamar ter sido mais baixa, o coeficiente de determinação da curva S-N global baixou relativamente aos resultados obtidos para os provetes maquinados com as condições de maquinagem A.

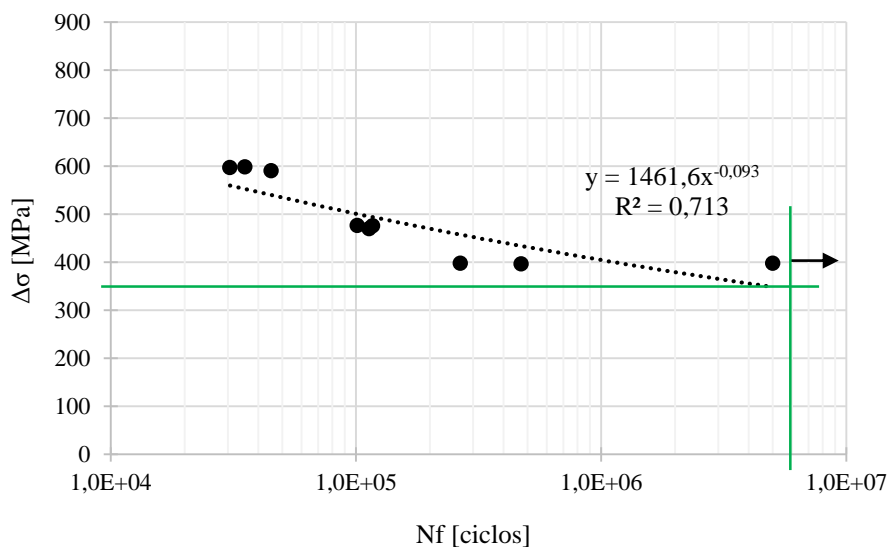


Figura 109: Curva S-N para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros B de maquinagem.

Através do gráfico da Figura 109 é possível encontrar o valor da tensão limite de fadiga definida para uma vida de 5000000 ciclos, sendo este valor de aproximadamente 350 MPa.

Por fim, foram testados os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros B, mas nos quais o comprimento maquinado foi de 80 mm. Foram então testados os provetes com os números 15, 31 e 9 para uma gama de deslocamento de 1,5 mm. Os resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para estes provetes são apresentados na Tabela 49.

Tabela 49: Resultados obtidos através dos ensaios de fadiga para o material maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B e um comprimento de maquinagem de 80 mm.

Prov.	$\delta$ [mm]	$\Delta\delta$ [mm]	Nf [ciclos]	F <sub>máx</sub> [N]	F <sub>min</sub> [N]	$\Delta F$ [N]	$\Delta\sigma$ [MPa]
<b>15</b>	1,7	1,5	50000	2492,37	188,67	2303,70	574,22
<b>31</b>	1,7	1,5	35000	2538,36	186,93	2351,43	574,45
<b>9</b>	1,7	1,5	53000	2493,82	207,33	2286,49	575,62

Através da Tabela 49 verifica-se que não existiu dispersão nos resultados obtidos, o que seria de esperar uma vez que apenas se testou um nível de deslocamento para uma gama relativamente elevada de tensões, tal como foi explicado na Secção 4.1.3. Para estes tipos provetes não foi construída a curva S-N pois não se verificaram diferenças significativas no comportamento à fadiga comparativamente com os provetes com uma área maquinada de 20 mm (e maquinados utilizando, também, os parâmetros B). Apesar do valor médio das vidas obtidas nestes três ensaios (46000) ser ligeiramente superior aos resultados reportados na Tabela 46 para o mesmo patamar (36933), não se pode afirmar que essa diferença (9067) seja estatisticamente significativa dada a dispersão de resultados existente.

#### 4.2.5.3 Campos S-N Probabilísticos para Provetes Maquinados por Eletroerosão

Com auxílio do *software* ProFatigue foi possível obter as constantes do modelo de Weibull, representadas na Tabela 50, que vão permitir a construção das curvas S-N probabilísticas, quer para os parâmetros A de maquinagem por eletroerosão, quer para os

parâmetros B. Também com este *software* foi possível obter estimativas para a vida à fadiga dos provetes 2 e 7 para os parâmetros A e provete 17 para os parâmetros B (provetes que não sofreram rotura), sendo estas de  $8,040 \times 10^6$ ,  $6,982 \times 10^6$  e  $8,517 \times 10^6$  ciclos, respetivamente. Os restantes resultados obtidos com este *software*, incluindo as curvas S-N probabilísticas de acordo com o *software* ProFatigue, podem ser consultados nos Anexos H e I, para os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e B, respetivamente.

Tabela 50: Constantes do modelo de Weibull, obtidas com o *software* ProFatigue, para os parâmetros A e para os parâmetros B.

Constantes	Valor (parâmetros A)	Valor (parâmetros B)
$\beta$	4,96	1,45
<b>B</b>	3,61 (36 ciclos)	8,26 (3855 ciclos)
<b>C</b>	5,34 (208,67 ciclos)	5,71 (303,34 MPa)
$\lambda$	4,42	1,13
$\delta$	3,06	0,43

Com recurso ao Excel e utilizando, mais uma vez, a expressão (58) indicada na Secção 2.2.14, apresentam-se os gráficos da Figura 110 e Figura 111 correspondentes às curvas S-N probabilísticas para as probabilidades de 1%, 5%, 50%, 90% e 95% assim como os dados experimentais, para os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e B de maquinagem, respetivamente.

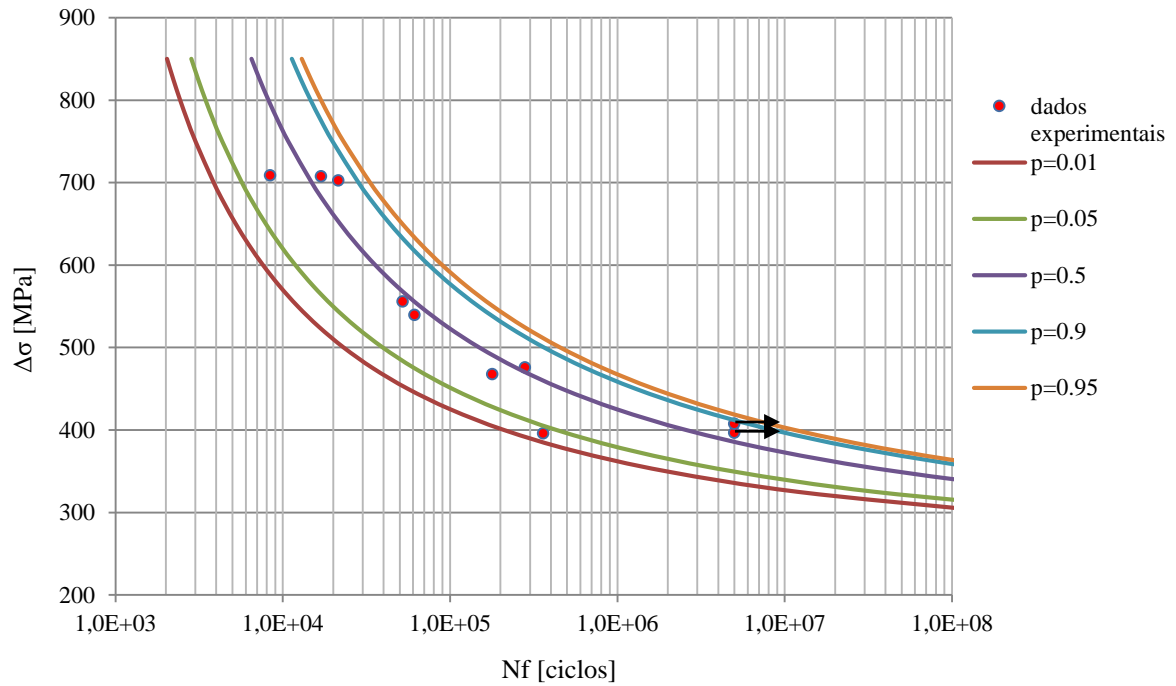


Figura 110: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros A.

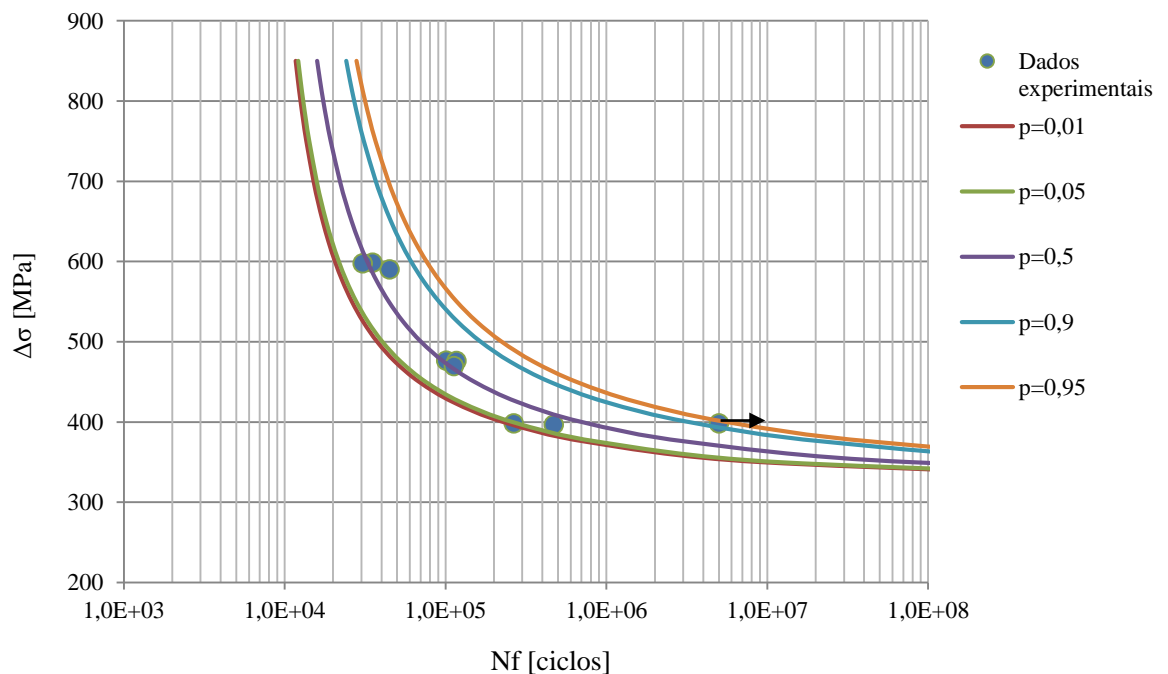


Figura 111: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material maquinado por eletroerosão quando se utilizam os parâmetros B.

Através das curvas S-N representadas nos gráficos das Figura 110 e Figura 111 verifica-se que não existem diferenças significativas no comportamento à fadiga entre os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e os provetes maquinados utilizando os parâmetros B.

#### **4.2.6 Análise da Microestrutura dos Provetes Maquinados por Eletroerosão**

À semelhança do que foi realizado com os provetes retificados e tratados, também se achou pertinente analisar a microestrutura dos provetes maquinados pelo processo de eletroerosão. Assim sendo, o procedimento de preparação metalúrgica das amostras para posteriormente serem observadas ao microscópio ótico foi o mesmo do referido na Secção 3.2.1, assim como o microscópio utilizado para observação das mesmas.

Na Figura 112 são apresentadas as fotomicrografias obtidas através do microscópio ótico para amostras correspondentes ao provete 28. Nesta figura a amostra é observada paralelamente à superfície maquinada. Na Figura (a) observam-se algumas microfissuras resultantes do processo de maquinagem e apenas algumas zonas contendo a camada branca. De salientar que com o polimento juntamente com todas as etapas de preparação das amostras a camada branca foi praticamente removida da superfície. Em (b) apresenta-se a superfície da amostra sem polimento, onde apenas é possível distinguir o relevo da superfície.

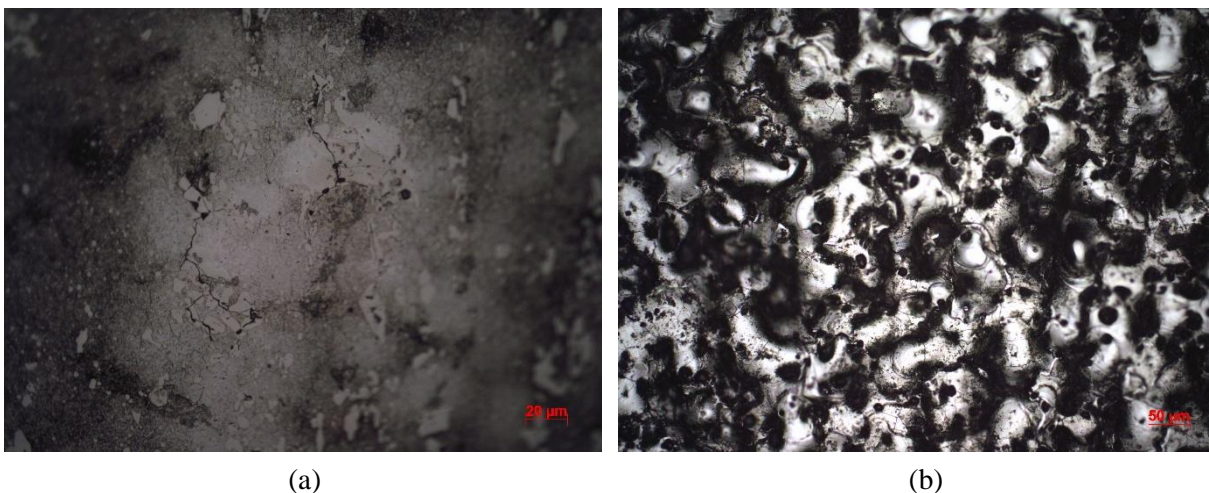


Figura 112: Fotomicrografias das amostras do provete 28 da superfície maquinada pelo processo de eletroerosão observadas com o microscópio ótico: (a) amostra polida; (b) amostra sem qualquer tipo de polimento.



Em seguida, e com o intuito de se observar a camada branca resultante do processo maquinagem por eletroerosão, realizou-se um corte da amostra na direção transversal (perpendicular à superfície maquinada por eletroerosão), ainda para o provete 28. A fotomicrografia observada com microscópio ótico apresenta-se na Figura 113. Como ficou explícito na Secção 2.1, para a superfície obtida pelo processo de eletroerosão, o gradiente de temperatura criado pelos arcos elétricos gera camadas de material com microestruturas diferentes características do processo: camada branca, zona afetada pelo calor e material base, sendo estas zonas visíveis na Figura 113.

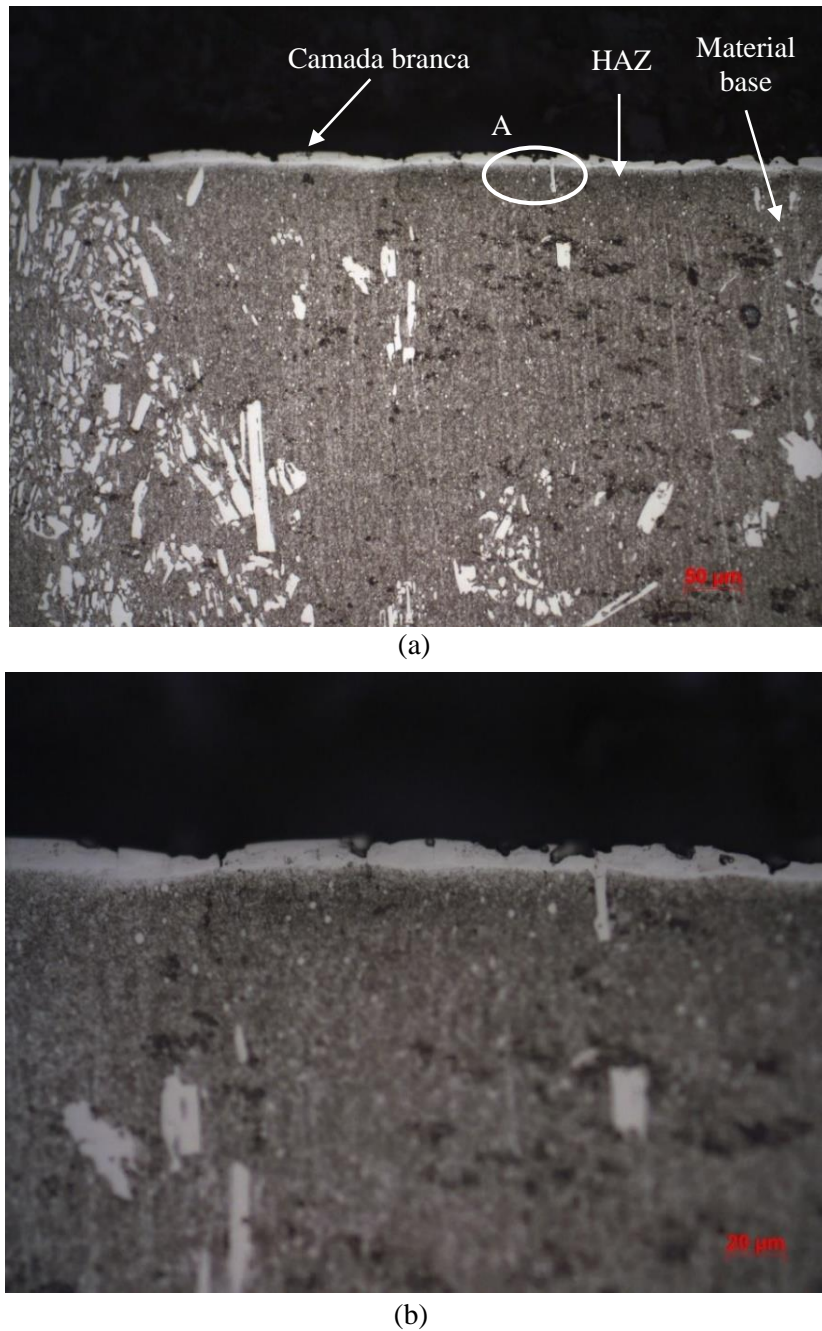


Figura 113: Fotomicrografia da amostra do provete 28 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros A: (a) camada branca, zona afetada pelo calor e zona do material base; (b) ampliação da zona superficial A.

Como seria de esperar, através de observações ao microscópio é possível observar a camada ressolidificada ou camada branca, causada pelo processo de eletroerosão. Por baixo da camada branca é visível uma zona mais escura, designada por zona afetada pelo calor, sendo

que por baixo desta existe material base não afetado pelo processo. Através da Figura 113 também se observa, uma vez mais, a presença de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões (já referidos na Secção 3.2.1) e de uma microestrutura bastante heterógena. Estes carbonetos, muito duros e frágeis, provocam um efeito de entalhe concentrador de tensões, que associado a uma localização superficial promove uma redução drástica da vida à fadiga do material.

Ainda para a amostra do provete 28 foram medidas micro-durezas Vickers da amostra referente à Figura 113, utilizando, para o efeito, um microdurómetro e uma carga de 50 g. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 51.

Tabela 51: Resultados das medições de micro-durezas para a amostra do provete 28, cortada transversalmente em relação à superfície.

Zona de medição	Dureza medida (HV <sub>0,05</sub> )	Dureza equivalente (HRC)
<b>Zona central da amostra</b>	650	57,9
	700	60,1
<b>Camada branca</b>	780	63,3
	817	64,5
	810	64,3
<b>Carbonetos não dissolvidos</b>	1346	73,2

Através dos resultados obtidos na Tabela 51 e tendo em conta a dureza do material de 58-60 HRC (referida na Secção 3.2) verifica-se que a camada branca possui uma dureza superior quando comparada com o restante provete. Este aumento de dureza na camada branca pode ser explicado tendo em conta o facto de o material em estudo possuir uma grande quantidade de carbonetos não dissolvidos próximos da superfície. Durante o processo de eletroerosão, estes carbonetos vão ser fundidos, acabando por sofrer um processo de têmpera levando ao aumento da dureza da camada branca. Além disso, também ficou comprovada, mais uma vez, a presença de carbonetos não dissolvidos, caracterizados pela elevada dureza.

Como já foi referido, são necessárias, em média, sete horas para maquinar, através do processo de eletroerosão, as três faces de cada um dos provetes utilizando os parâmetros A. No entanto, verificou-se que para o provete 29 o processo foi, inicialmente, mais demorado o que sugere a presença de grandes carbonetos não dissolvidos superficiais e dificuldade de os fundir e evaporar durante o processo de eletroerosão. Posteriormente, verificou-se que este provete teve uma vida relativamente curta quando comparada com os provetes 2 e 7 (vida infinita) sujeitos às mesmas condições que o provete 29. Esta diferença de comportamento à fadiga do mesmo material, nas mesmas condições, pode ser devida à distribuição não uniforme dos carbonetos não dissolvidos. O que se espera é que o provete 29 possua mais carbonetos à superfície na zona central do provete (onde se inicia a fenda de fadiga) e de maiores dimensões do que os provetes 2 e 7. Tendo em conta estes resultados decidiu-se observar as microestruturas destes provetes de modo a analisar a disposição dos carbonetos presentes e se isso seria a causa para a dispersão observada. Para esta análise, seguiram-se novamente os procedimentos indicados na Secção 3.2.1 e as amostras foram observadas no mesmo microscópio ótico. As amostras foram obtidas a partir de um corte transversal do provete (corte a) e de um corte paralelo (longitudinal) (corte b), relativamente à superfície maquinada. No corte b foi retirada a camada branca e analisada a superfície abaixo desta. Ambos os cortes foram realizados na zona da área maquinada por eletroerosão, tal como indicado no esquema da Figura 114.

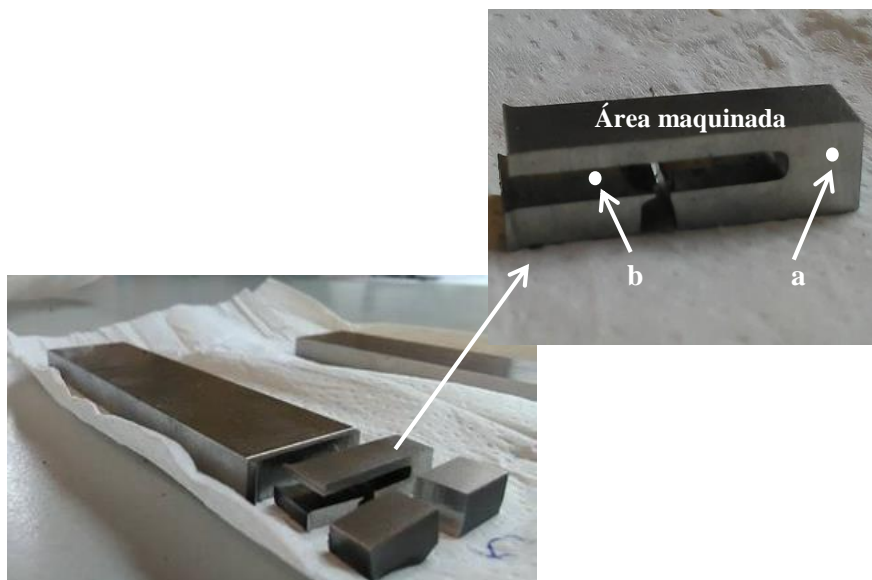


Figura 114: Esquema do corte das amostras para análise da microestrutura dos provetes 29 e 2.

Assim sendo, apresentam-se nas Figura 115 e Figura 116 as fotomicrografias das amostras para os provetes 29 e 2, respectivamente, em que na Figura (a) a amostra foi cortada transversalmente à superfície maquinada do provete e a Figura (b) corresponde a uma superfície paralela à superfície maquinada do provete, após remoção da camada ressolidificada.

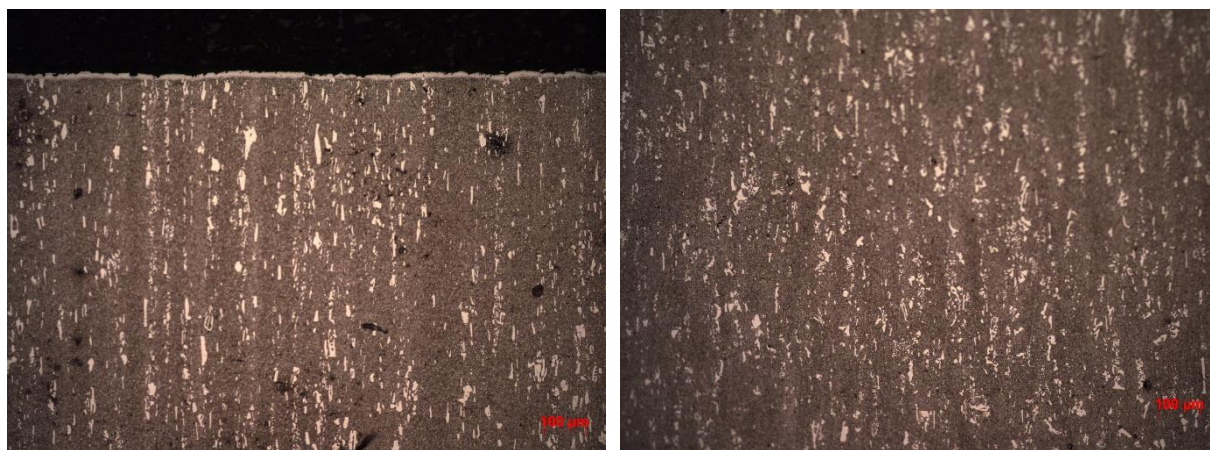


Figura 115: Fotomicrografia da amostra do provete 29: (a) corte transversal à superfície maquinada; (b) superfície paralela à superfície maquinada.

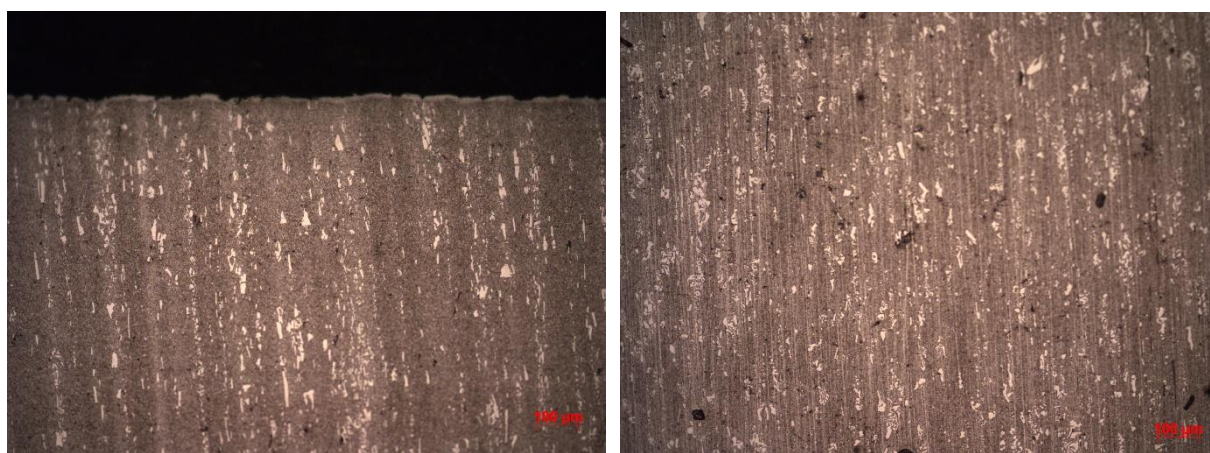


Figura 116: Fotomicrografia da amostra do provete 2: (a) corte transversal à superfície maquinada; (b) superfície paralela à superfície maquinada.

Através da análise das Figura 115 e Figura 116 é perceptível, mais uma vez, a existência da camada branca e o alinhamento, vertical em relação à superfície, dos carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões. Com o intuito de medir a espessura da camada branca, as amostras foram observadas num microdurómetro, em que os valores obtidos da espessura da



camada branca em pontos diferentes, para o provete 29 e para o provete 2, são apresentados na Tabela 52.

Tabela 52: Espessura da camada branca dos provetes 29 e 2.

Medições	Provete 29	Provete 2
<b>1</b>	15,5 $\mu\text{m}$	12,5 $\mu\text{m}$
<b>2</b>	16,5 $\mu\text{m}$	13 $\mu\text{m}$
<b>3</b>	15 $\mu\text{m}$	12,5 $\mu\text{m}$
<b>4</b>	16,5 $\mu\text{m}$	13,5 $\mu\text{m}$
<b>Média</b>	15,9 $\mu\text{m}$	12,9 $\mu\text{m}$

Através dos resultados obtidos na Tabela 52 é visível que a espessura da camada branca da amostra do provete 29 é ligeiramente superior à da amostra do provete 2. Também se verificou, durante as medições de micro-durezas na camada branca das amostras de ambos os provetes que surgiam fendas sempre que se realizava uma medição, confirmando assim a fragilidade desta camada.

Posteriormente, ainda tendo em conta o provete 29 e com o intuito de analisar as características da camada branca, foi realizada uma filiação de durezas para a amostra correspondente à Figura 115 (a). A dureza média da camada branca foi de 829 HV ou 64,9 HRC (dureza equivalente), valor este próximo do encontrado para o provete 28. Os resultados obtidos são apresentados no gráfico da Figura 117, em que a primeira medição (distância=0) foi realizada na superfície da amostra (a meio da espessura da camada branca), as segunda, terceira, quarta, quinta, sexta e sétima medições foram medidas com incrementos de 0,03 mm, 0,05 mm, 0,05 mm, 0,1 mm, 0,2 mm e 0,3 mm em relação à medição anterior, respetivamente.

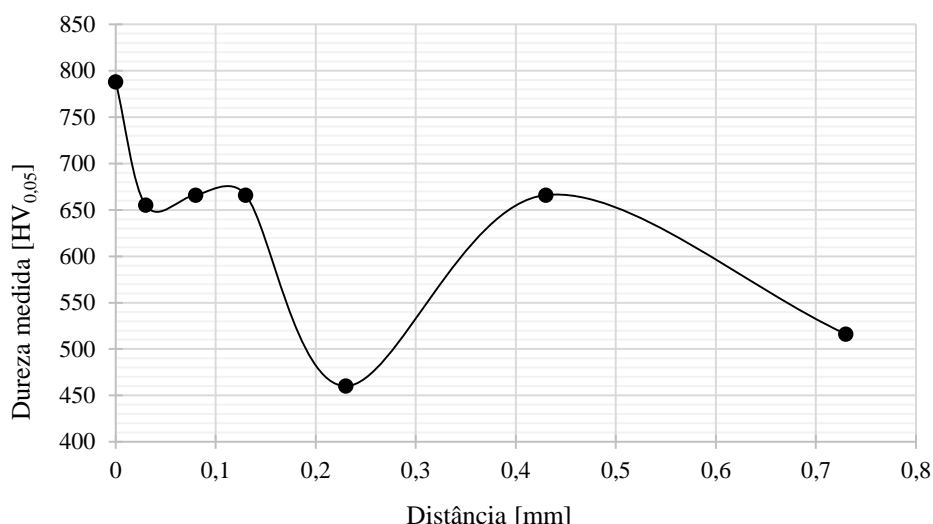


Figura 117: Filiação de durezas para a mostra do provete 29, cortada transversalmente à superfície.

Tendo em conta os resultados indicados no gráfico da Figura 117 verifica-se que existe um comportamento não uniforme do material, podendo apenas concluir-se que a dureza é mais elevada na camada branca.

Com o intuito de facilitar a comparação entre a microestrutura do provete 29 e do provete 2 foi utilizado um *software* de tratamento de imagem, ImageJ, com o qual é possível estimar a percentagem de carbonetos não dissolvidos numa determinada área selecionada. Optou-se por contabilizar apenas os carbonetos com uma área superior a  $30 \mu\text{m}^2$  pois aqui o objetivo é perceber em qual das amostras o comportamento à fadiga pode ser mais afetado pela presença de carbonetos de grandes dimensões. Os resultados obtidos são apresentados na Tabela 53, em que o número de carbonetos corresponde ao número de carbonetos encontrados na área selecionada; a área total corresponde à soma das áreas de todos os carbonetos presentes na área em questão, o tamanho médio equivale à área média dos carbonetos presentes e a percentagem, em termos de área, de carbonetos é a relação entre a área total de carbonetos e a área selecionada.

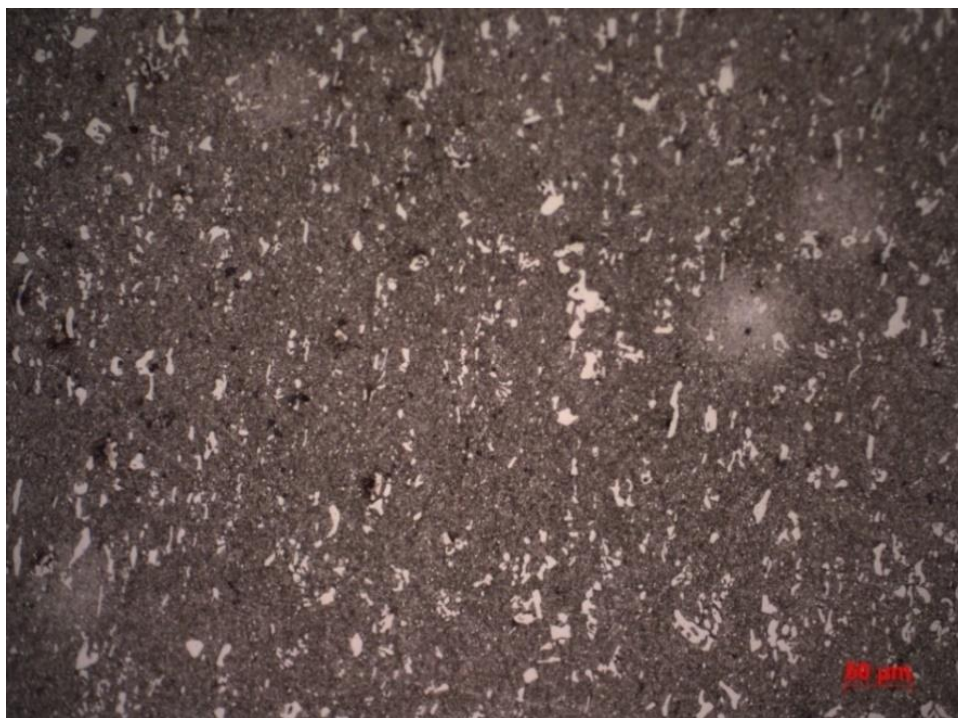
Tabela 53: Resultados obtidos através do *software* de tratamento de imagem ImageJ, para as amostras dos provetes 2 e 29.

Amostra	Número de carbonetos	Área total [ $\mu\text{m}^2$ ]	Tamanho médio [ $\mu\text{m}^2$ ]	% de carbonetos
<b>2</b>	425	48941	115,2	3,17
	295	33752	114,4	6,3
	414	47977	115,9	4,7
<b>29</b>	708	91047	128,6	8,9
	800	101195	126,5	8,5
	529	71414	135	10,6

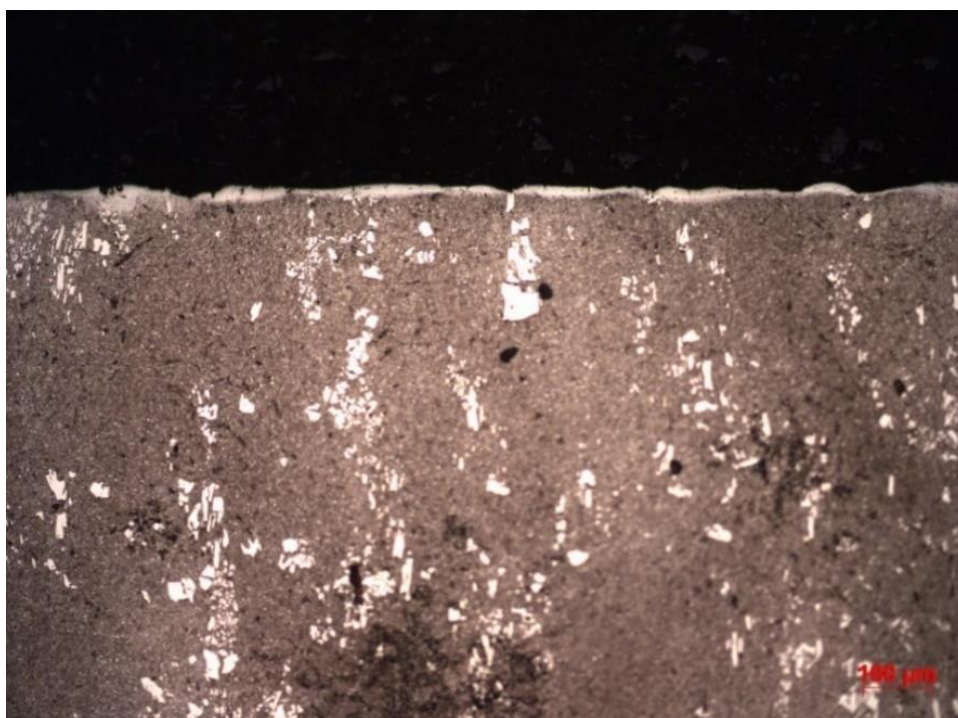
Através dos resultados apresentados na Tabela 53 verifica-se que a amostra correspondente ao provete 29 apresenta uma percentagem de carbonetos superior à amostra do provete 2. Também foi observado que a espessura da camada branca da amostra do provete 29 era ligeiramente superior. Estes dois aspetos podem afetar, negativamente, o comportamento à fadiga do material. Estes resultados não transparecem a totalidade da superfície do provete, mas apenas de uma pequena parte da amostra, e, por isso, podem não ser totalmente conclusivos.

Até ao momento, na presente secção foram analisadas as microestruturas de amostras provenientes de provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros A. Com o intuito de se comparar a microestrutura, principalmente a zona da camada branca, obtida com a utilização dos parâmetros A na maquinagem com a microestrutura obtida com a utilização dos parâmetros B, foi analisada a microestrutura de uma amostra proveniente do provete 43, maquinado utilizando os parâmetros B. Mais uma vez, o procedimento de preparação metalúrgica das amostras para posteriormente serem observadas ao microscópio ótico foi o mesmo do referido na Secção 3.2.1, assim como o microscópio utilizado para observação das mesmas. Apresenta-se na Figura 118 (a) um corte longitudinal e na Figura 118 (b) um corte transversal da amostra, sendo que nesta última, mais uma vez, são visíveis as características de uma microestrutura sujeita ao processo de eletroerosão: camada branca, zona afetada pelo calor e material base.





(a)



(b)

Figura 118: Observação microscópica de uma amostra do provete 43 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B: (a) corte longitudinal em relação á superfície; (b) corte transversal.

Através da análise da Figura 118 verifica-se mais uma vez a disposição dos carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões em relação à superfície. Ainda utilizando a amostra relativa à Figura 118 (b) foram medidas a espessura média da camada branca, micro-durezas Vickers (utilizando uma carga de 50 gramas) da mesma e foi realizada uma filiação de micro-dureza Vickers, utilizando, para o efeito, um microdurómetro. A dureza média da camada branca foi de 606,8 HV ou 55,6 HRC (dureza equivalente). A espessura média desta camada foi de 14,55  $\mu\text{m}$ . Com o intuito de confirmar estes valores e adicionar informação, foi também medida a espessura da camada branca com recurso à microscopia eletrónica de varrimento (abordada na Secção 4.3.3.1) e os resultados são apresentados na Figura 119.

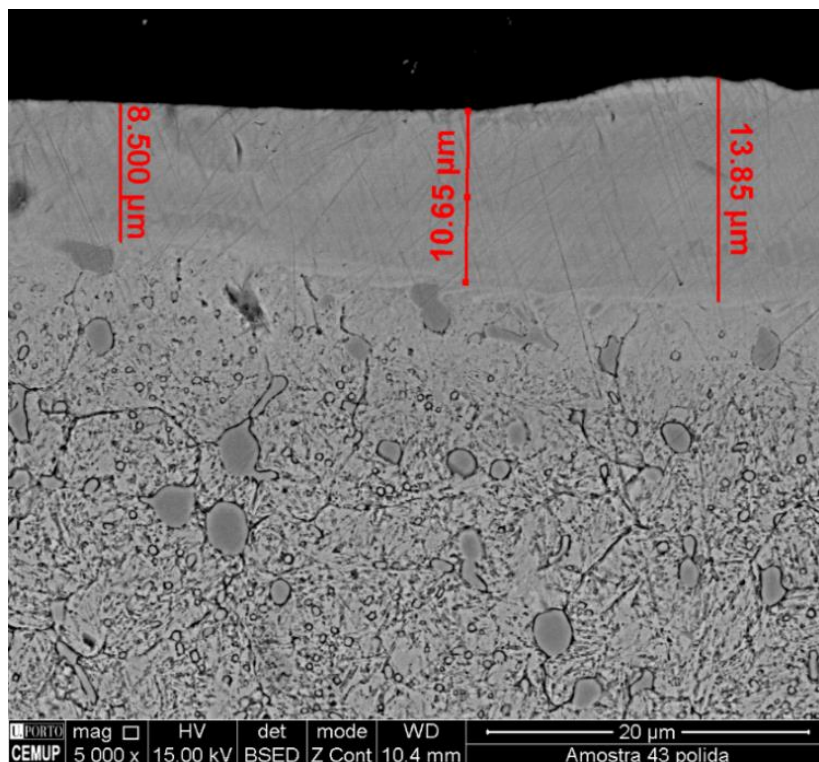


Figura 119: Resultados das medições da espessura da camada branca obtidos por SEM da amostra do provete 43, maquinado por eletroerosão utilizando os parâmetros B.

Através da Figura 119 obtém-se uma média para a espessura da camada branca de 11  $\mu\text{m}$ , valor próximo do obtido com o microdurómetro. Estas variações são normais uma vez que a camada branca é bastante irregular.

Os resultados da filiação e durezas são apresentados na Figura 120, em que a primeira medição (distância=0) foi realizada na superfície da amostra (a meio da espessura da camada branca), as segunda, terceira, quarta, quinta, sexta e sétima medições foram medidas com

incrementos de 0,04 mm, 0,05 mm, 0,1 mm e 0,3 mm em relação à medição anterior, respetivamente.

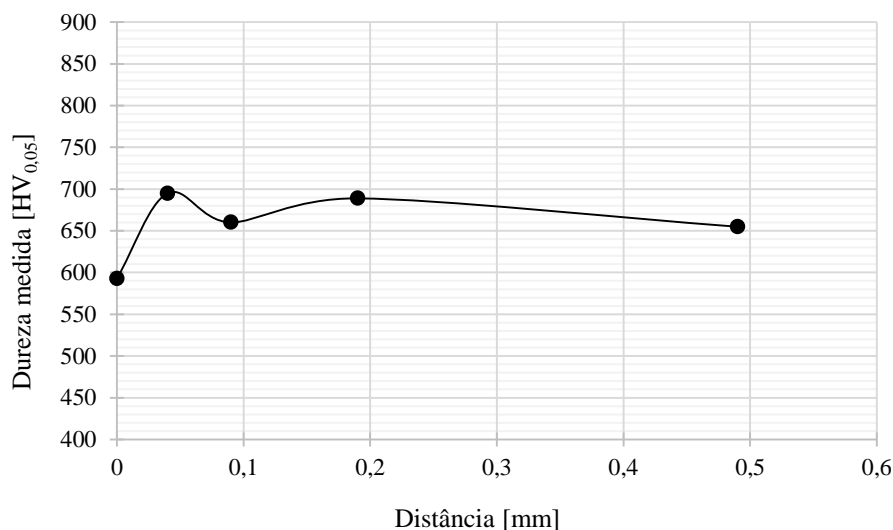


Figura 120: Filiação de durezas para a mostra do provete 43, cortada transversalmente à superfície.

Através dos resultados indicados no gráfico da Figura 120 verifica-se que para esta amostra maquinada utilizando os parâmetros B, a dureza da camada branca não é superior aos restantes valores da filiação de durezas, como aconteceu para as amostras maquinadas utilizando os parâmetros A. No entanto, seria de esperar que a camada branca apresentasse uma dureza superior ao restante material. Também seria de esperar que a espessura da camada branca aumentasse com o aumento da intensidade de corrente de acordo com o referido no Estado da Arte da presente dissertação. Estas particularidades podem ser explicadas tendo em conta que o valor da intensidade de corrente e o valor da folga foram aumentados nos parâmetros B (19,3 A e 0,085 mm em comparação com os 5,6 A e 0,02 mm dos parâmetros A), levando a um aumento da área de plasma durante o processo de eletroerosão, e consequentemente a uma diminuição da densidade de corrente, ou seja, a energia da faísca não penetra tanto no material, não havendo a fusão de tantos carbonetos não dissolvidos como acontecia no caso em que se utilizavam os parâmetros A. Isto justifica o facto de a espessura da camada branca não aumentar quando se alteram os parâmetros A para os parâmetros B. Por outro lado, como o material em estudo possui uma quantidade significativa de carbonetos à superfície, tal como observado na Figura 118 (b) e, se a energia da faísca não penetra tanto no material (como penetrava no caso em que se utilizam os parâmetros A) então não se vão

dissolver tantos carbonetos como aconteceria no caso dos parâmetros A, logo não há tanta percentagem de Carbono na camada branca (que resulta da fusão dos carbonetos) e a dureza nesta camada é inferior à dureza verificada para os parâmetros A nesta camada. Apesar disso, mais uma vez é importante ter em atenção que se alteraram vários parâmetros (dos parâmetros A para os parâmetros B) pelo que as características aqui verificadas podem ser, também, resultado da combinação de todos os parâmetros.

#### **4.2.7 Simulação por Elementos Finitos dos Provetes Maquinados por Eletroerosão**

De modo a perceber-se como seria a evolução das tensões ao longo dos provetes maquinados pelo processo de eletroerosão em particular na sua zona de transição entre a área maquinada e a área retificada, decidiu-se construir um modelo de elementos finitos utilizando o *software* Abaqus. Pretende-se avaliar uma eventual concentração de tensões na zona de transição e comparar as tensões locais aí obtidas com as tensões na zona central do provete. Para isso, foi primeiramente observada ao microscópio a zona de transição de modo a perceber-se se esta seria feita de forma abrupta ou suave, verificando-se que existe uma transição suave. Tal transição foi modelada por elementos finitos através do *software* Abaqus (zona A da Figura 121 e da Figura 122). A distribuição das tensões na zona de transição entre a zona retificada e a zona maquinada por eletroerosão assim como na zona central do provete são visíveis na Figura 121 (zona A e B respetivamente), sendo a Figura 122 uma ampliação destas zonas. De salientar que o modelo apresentado contempla apenas metade do provete devido à existência de simetria. De notar o elevado refinamento de malha usado para captar com rigor o efeito da transição da zona eletroerodida para a zona retificada.



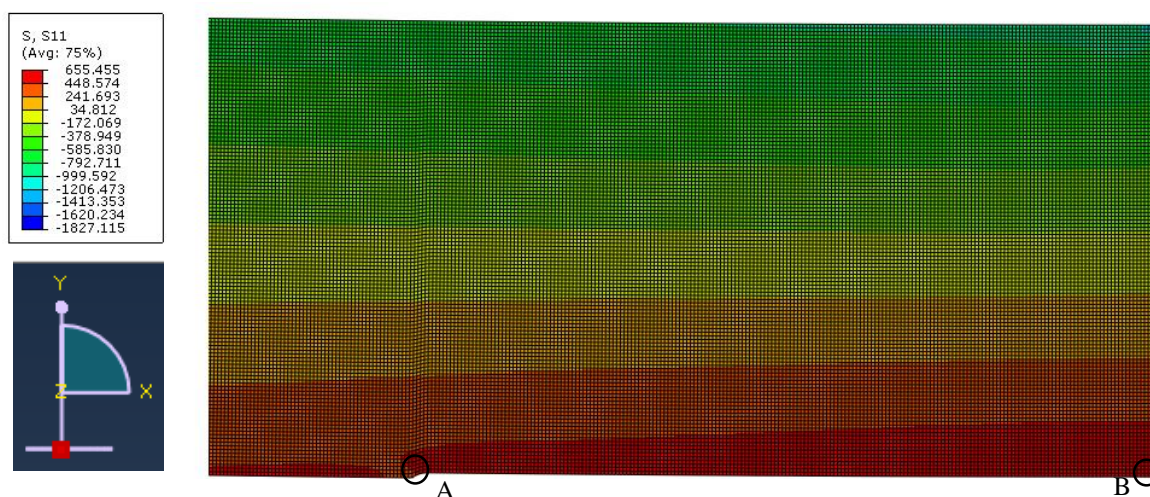


Figura 121: Distribuição das tensões no provete maquinado por eletroerosão, através da simulação do ensaio de fadiga utilizando o *software* Abaqus.

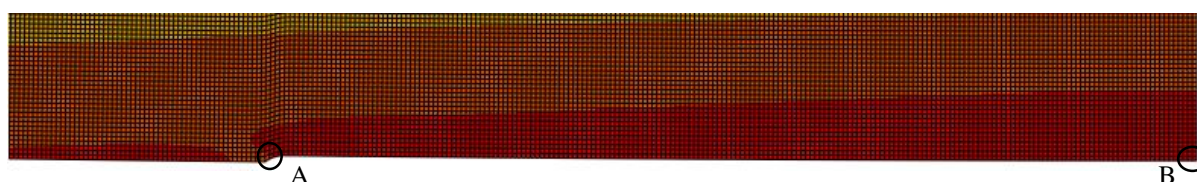


Figura 122: Ampliação da zona de transição entre a parte maquinada pelo processo de eletroerosão e a zona retificada.

Através da análise da Figura 121 e Figura 122 verifica-se que as tensões são máximas na zona inferior do provete, zona de tração resultante da solicitação de flexão aplicada ao provete. Com o auxílio da simulação referida, e para o caso de uma remoção por eletroerosão de 0,07 mm, obtêm-se os valores de tensão nas zonas A e B, sendo estes valores de 652,9 MPa e de 632,1 MPa, respetivamente, para um deslocamento aplicado de 1,8 mm. O que se verifica é que existe uma ligeira concentração de tensões na zona de transição entre o entalhe e a parte retificada, responsável por um nível de tensão da mesma ordem de grandeza da tensão no ponto B. Como se pode constatar, a tensão na zona do entalhe é cerca de 20 MPa superior à tensão na zona B, o que justifica o início da rotura nesta localização. No entanto, como as tensões são muito próximas uma da outra (diferença de cerca de 3%) optou-se por não corrigir as tensões obtidas sempre que a rotura não ocorreu exatamente a meio do provete. Com efeito, a

probabilidade da rotura ocorrer na zona B é muito próxima (mas inferior) à probabilidade de ocorrer rotura na zona A.

#### **4.2.8 Aspeto da Fratura dos Provetes Maquinados por Eletroerosão**

Também para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão é relevante discutir o modo de rotura dos provetes testados à fadiga. Na Figura 123 apresenta-se o modo da fratura do provete 32, maquinado pelo processo de eletroerosão.

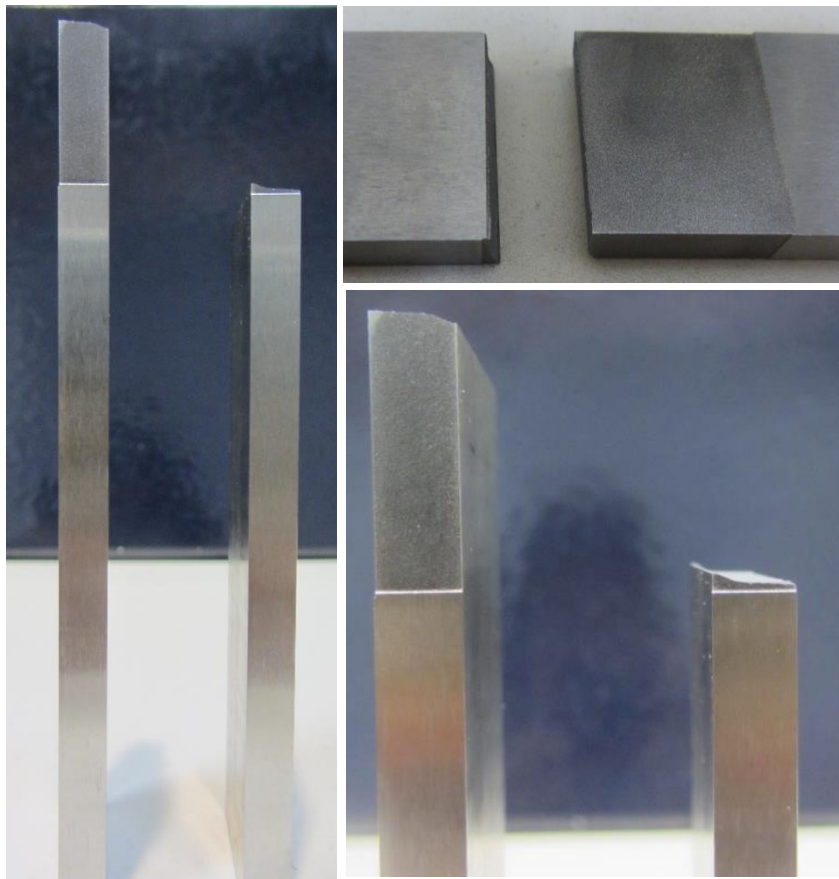


Figura 123: Modo da fratura do provete 32 maquinado utilizando os parâmetros A.

Na Figura 124, observa-se novamente o aspeto da fratura de um provete maquinado pelo processo de eletroerosão, neste caso, para o provete 49.

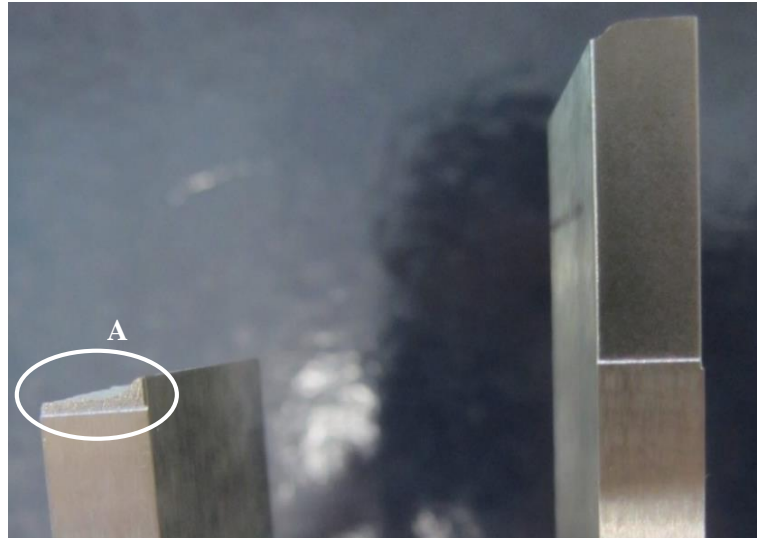


Figura 124: Aspecto da fratura do provete 49, maquinado pelos parâmetros correspondentes à linha 8 do método de Taguchi.

Mais uma vez se observa que a fratura não ocorreu na zona central do provete, no entanto, verifica-se, através da Figura 124, identificado com a letra A, que a fratura ocorreu na zona maquinada pelo processo de eletroerosão e não na zona retificada. O mesmo se verifica para os provetes maquinados utilizando os parâmetros B.

Na Figura 125 apresenta-se a superfície de fratura do provete 41, maquinado utilizando os parâmetros B e uma área de maquinagem igual aos provetes anteriormente referidos.

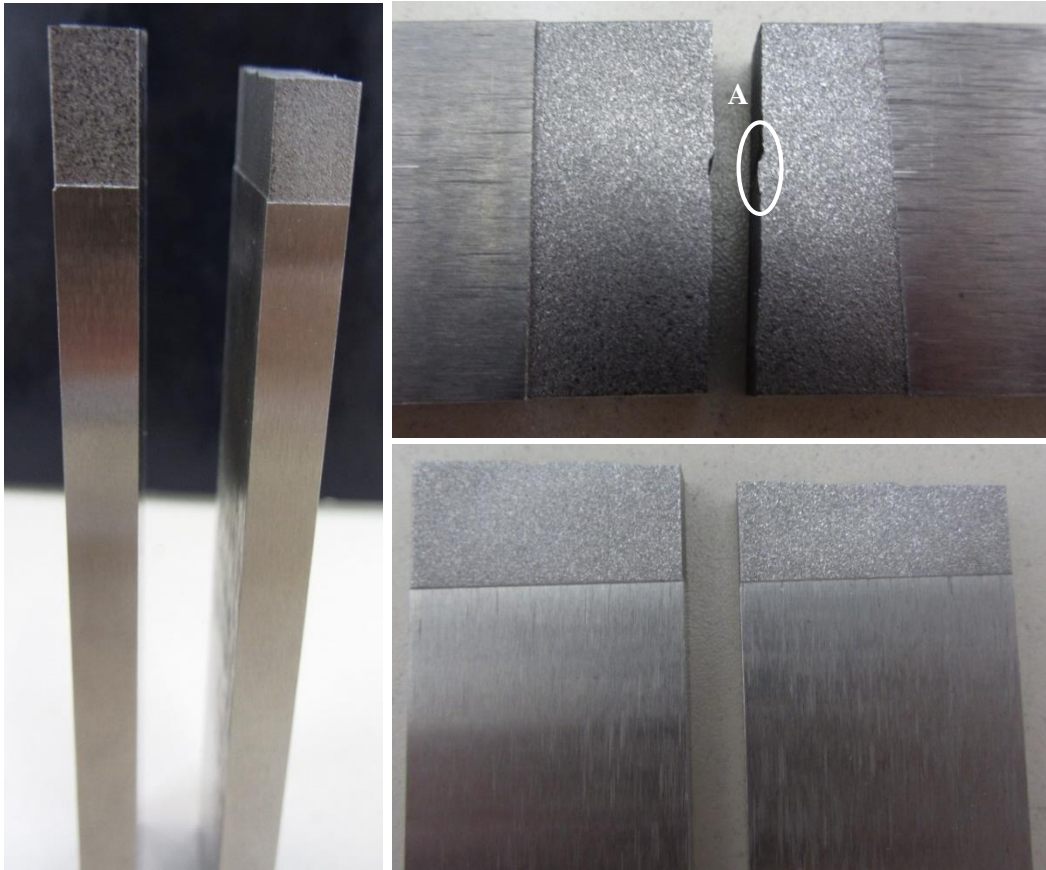


Figura 125: Aspeto da fratura do provete 41 maquinado utilizando os parâmetros B.

Através da Figura 125 verifica-se que a zona da fratura ocorreu na zona central do provete e não no limite entre a parte retificada e a área maquinada como aconteceu com os restantes provetes testados. Esta situação pode ser explicada através da simulação realizada na Secção 4.2.7 onde ficou demonstrado que a probabilidade de a fratura por fadiga ocorrer na zona central é muito próxima da probabilidade de a rotura ocorrer muito próxima da zona de transição dada a pequena diferença nos níveis de tensão entre as duas zonas. Por esta razão, seria de esperar que em alguns provetes a rotura por fadiga se desse na zona central. Além disso, também se verifica a existência de dois planos de crescimento de fenda diferentes, originando a descontinuidade assinalada pela letra A.

Na Figura 126 é agora apresentada a superfície de fratura do provete 15, maquinado utilizando os parâmetros B no qual a área maquinada é quatro vezes superior à área maquinada dos provetes anteriormente apresentados (já referido na Secção 4.2.2).



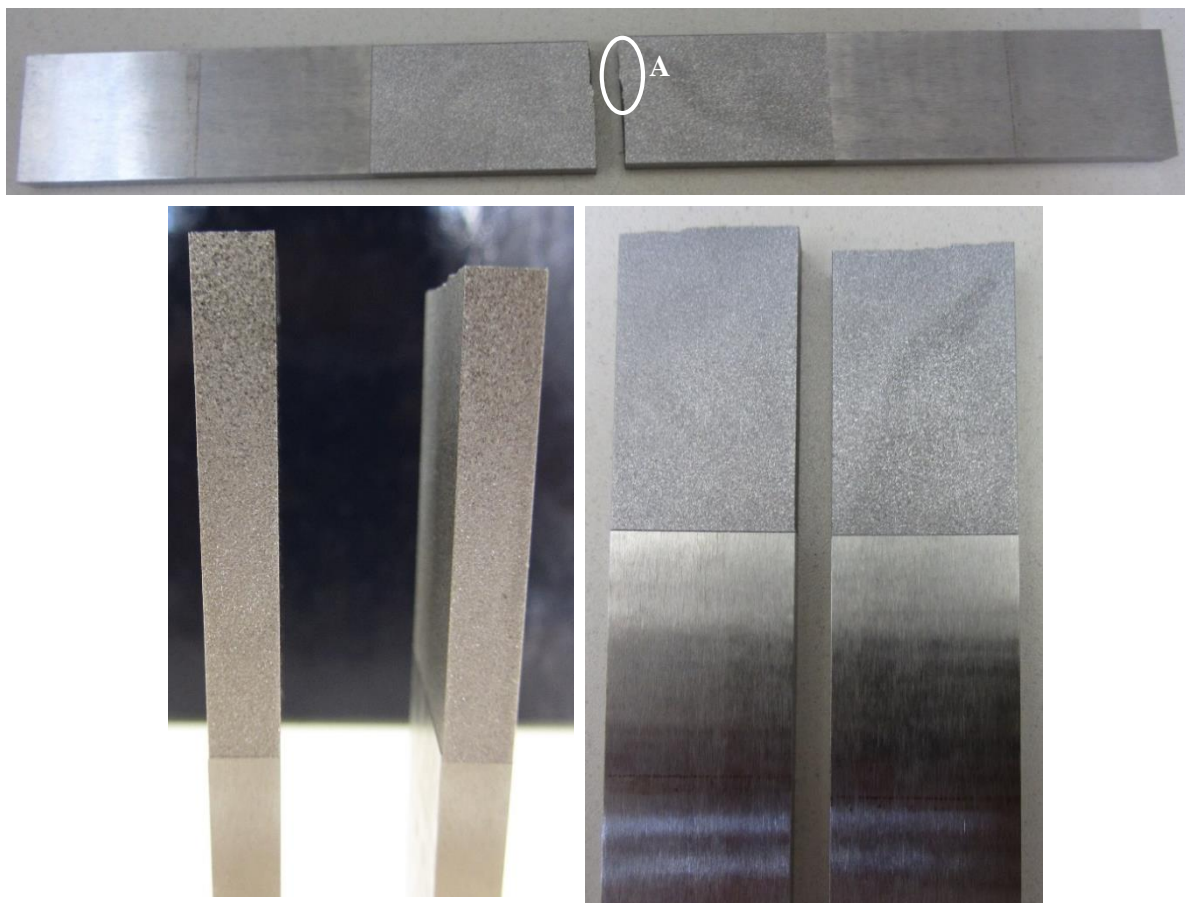


Figura 126: Aspeto da fratura do provete 15 maquinado utilizando os parâmetros B e com um comprimento maquinado de 80 mm.

A Figura 126 ilustra o modo de fratura que ocorreu na zona central para os provetes com uma área maquinada superior. Neste caso o efeito de concentração de tensões na zona de transição não é suficiente para superar o nível de tensão na zona central do provete, dada a redução dos momentos fletores à medida que nos afastamos da zona central do provete. Ou seja, podemos concluir que a descontinuidade geométrica dos provetes maquinadas numa extensão de 20 mm tem um pequeno efeito concentrador de tensões e esse efeito, no comportamento à fadiga dos provetes, não é significativo quando se comparam as vidas resultantes. Mais uma vez se verifica a existência de múltiplos planos de crescimento de fenda que acabam por se interligar aquando da rotura final, dando lugar a uma superfície de rotura menos plana do que a obtida nos provetes retificados (é possível observar a descontinuidade assinalada pela letra A na Figura 126).

Através dos resultados apresentados, verifica-se que em todos os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão (para comprimentos maquinados de 20 mm e de 80 mm) a superfície de fratura não é plana, como acontecia para os provetes retificados (Figura 96 da Secção 4.1.4). No caso dos provetes maquinados por eletroerosão numa extensão de 80 mm, a superfície de fratura tende para a perpendicularidade em relação à superfície maquinada do provete apenas registando-se pequenas descontinuidades resultantes de múltiplas iniciações superficiais motivadas por diferentes defeitos nas superfícies maquinadas incluindo fendas. Já nos provetes maquinados numa extensão de 20 mm, a fenda, iniciando na raiz dos entalhes geométricos de transição, tende a desviar-se na direção do centro do provete, o que é motivado pelo efeito muito local do entalhe que à medida que se afasta da superfície tende a desaparecer, sendo nessas condições as tensões nominais motivadas pela flexão as preponderantes e superiores à medida que há uma aproximação ao centro do provete. O efeito local do entalhe pode ser facilmente observado através de uma simulação por elementos finitos. Recorrendo ao modelo de elementos finitos apresentado anteriormente, foi possível obter os gráficos que relacionam a tensão segundo o eixo dos X, S11, ao longo da coordenada Y, para uma linha transversal ao provete, passando pela zona do entalhe e para a zona central do provete, em que Y=0 corresponde à face inferior do provete, de acordo com o referencial representado na Figura 121 e com o esquema apresentado na Figura 127.

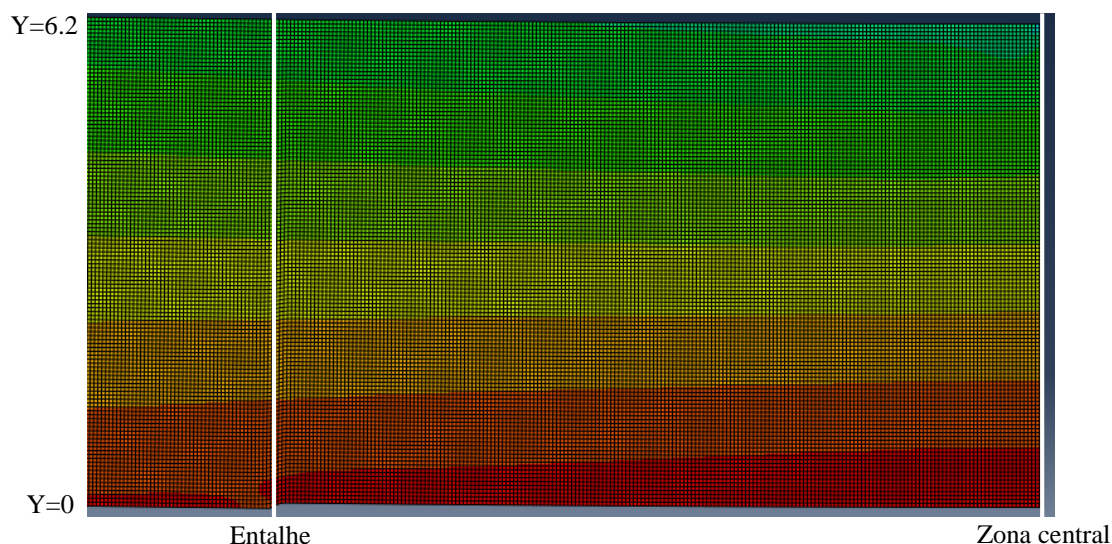


Figura 127: Simulação do ensaio de fadiga com o provete maquinado por eletroerosão, utilizando o *software* Abaqus.

Através dos dados obtidos com o *software* Abaqus foi possível traçar o gráfico da Figura 128, em que se representa a tensão S11 ao longo da linha da zona central e a relação para a linha da zona do entalhe.

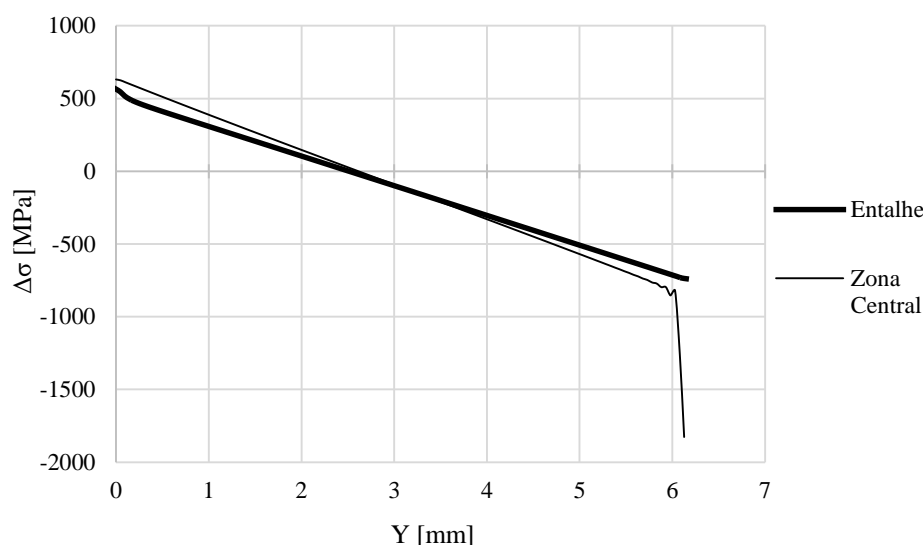


Figura 128: Relação entre a tensão normal, S11, e a distância (Y) à face inferior de tração do provete, para um deslocamento imposto de 1,8 mm.

Através da Figura 128 verifica-se que para a zona central, local onde ocorre a fratura para o caso dos provetes retificados, a variação da tensão é linear, existindo apenas uma variação acentuada para  $Y=6$  mm, local onde a força é aplicada pelo atuador. Para a zona do entalhe verifica-se um efeito de concentração de tensões até  $Y=0,4$  mm, causada pela presença do entalhe, onde a variação da tensão não é linear, justificando assim o efeito local da concentração de tensões e o desvio da planeza e perpendicularidade das superfícies de fratura dos provetes maquinados por eletroerosão.

### 4.3 Comparação dos Resultados - Discussão

Nesta secção pretende-se comparar os resultados experimentais obtidos para os provetes retificados com os resultados obtidos para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão e ainda comparar nestes últimos os resultados dos provetes maquinados utilizando os parâmetros A com os resultados dos provetes maquinados utilizando os parâmetros B,

fazendo também referência às diferenças verificadas entre os provetes com um comprimento maquinado de 20 mm e de 80 mm.

É importante referir que a otimização do processo de eletroerosão não é fácil, devido à necessidade de regulação das diversas variáveis envolvidas no processo, sendo que a alteração de apenas um parâmetro pode ter uma influência bastante marcante no resultado final. A seleção da melhor combinação dos parâmetros do processo, para um desempenho ideal, envolve métodos analíticos e estatísticos. A modelação de processos também é uma forma eficaz de resolver os problemas de relacionar os parâmetros do processo com as medidas de desempenho da melhor forma possível de modo a rentabilizar o processo. Assim sendo, é importante deixar claro que é bastante complexo afinar o processo e perceber qual a melhor combinação de parâmetros que permitem obter o resultado final esperado. Por esta razão, o método de Taguchi é uma ferramenta importantíssima pois permite perceber qual a contribuição de cada parâmetro e qual a combinação ótima que permite obter o resultado pretendido, embora tenha sido abandonada a sua aplicação neste estudo por dificuldades associadas a tempos de maquinagem excessivos.

#### **4.3.1 Rugosidades**

Como foi referido ao longo da presente dissertação, o processo de maquinagem por eletroerosão leva à formação de uma camada ressolidificada na superfície das peças maquinadas, camada essa que apresenta uma rugosidade superior à rugosidade verificada nas superfícies retificadas. Posto isto, e com o intuito de validar esta afirmação, apresenta-se na Tabela 54 os valores médios para a rugosidade máxima ( $R_{\text{máx}}$ ), para a média das rugosidades máximas ( $R_z$ ) e para a rugosidade média aritmética ( $R_a$ ) para os provetes retificados (apenas é relevante a direção A referida na Secção 4.1.1) e para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros A e B.

Tabela 54: Valores médios das rugosidades obtidas para os provetes retificados e maquinados pelo processo de eletroerosão.

	Estado retificado	Parâmetros A	Parâmetros B	Comprimento maquinado de 80 mm
<b>R<sub>máx</sub> [μm]</b>	2,54	9,72	15,81	16,98
<b>R<sub>z</sub> [μm]</b>	1,87	7,94	12,77	13,89
<b>R<sub>a</sub> [μm]</b>	0,24	1,37	2,36	2,44

Em primeiro lugar podem-se comparar as rugosidades obtidas através da retificação com as rugosidades obtidas através do processo de eletroerosão. Através dos resultados indicados na Tabela 54 é notória a diferença dos valores de rugosidade obtidos para as superfícies retificadas e superfícies eletroerodidas, sendo a rugosidade das primeiras bastante inferior à rugosidade das segundas. Relativamente às rugosidades dos provetes eletroerodidos, verifica-se que existe uma diferença significativa nos valores de rugosidades das superfícies maquinadas utilizando os parâmetros A e das superfícies maquinadas utilizando os parâmetros B, sendo a rugosidade dos primeiros inferior à rugosidade dos segundos. Quanto às superfícies nas quais o comprimento de maquinagem foi de 80 mm e os parâmetros de maquinagem utilizados foram os B, observa-se que não existem diferenças significativas nos valores de rugosidade obtidos quando comparados com os valores obtidos para as superfícies maquinadas utilizando também estes parâmetros, mas um comprimento de maquinagem de apenas 20 mm, ou seja, o aumento da área de maquinagem não influencia a rugosidade das superfícies. Posto isto, podem-se retirar algumas conclusões. Em primeiro lugar o processo de maquinagem por eletroerosão produz superfícies com maior rugosidade do que o processo de retificação. Em segundo lugar, a alteração dos parâmetros de maquinagem influencia a rugosidade das superfícies. Neste caso, quando se utilizam os parâmetros B, a intensidade de corrente foi aumentada para mais do dobro em comparação com os parâmetros A, pelo que se pode concluir que o aumento da intensidade de corrente leva à obtenção de superfícies com rugosidades mais elevadas. Esta conclusão pode ser retirada pois a intensidade de corrente e a duração do impulso são os parâmetros que mais influenciam o acabamento superficial de acordo com a literatura pois o processo de eletroerosão, através das sucessivas descargas do processo, cria pequenos poros (crateras) na superfície do material. O grau de rugosidade obtido depende do tamanho desta cratera

produzida, sendo que esta depende da quantidade de energia utilizada na descarga durante a maquinagem. Como se viu, a duração do impulso é a mesma nos parâmetros A e B pelo que se pode concluir que a intensidade de corrente é o parâmetro com mais peso no acabamento superficial, no caso presente. Também o valor da folga de 0,085 mm para os parâmetros B pode ter influenciado o acabamento superficial, quando comparado com um valor de 0,02 mm para os parâmetros A. Também se pode afirmar que a combinação total dos parâmetros B origina superfícies com maiores valores de rugosidade em comparação com a combinação de parâmetros A.

### 4.3.2 Curvas S-N

Nesta secção pretende-se comparar o comportamento à fadiga do material AISI D2 para o estado retificado e para o estado maquinado por eletroerosão. Para o efeito, são apresentadas as curvas S-N para ambos os estados no gráfico da Figura 129.

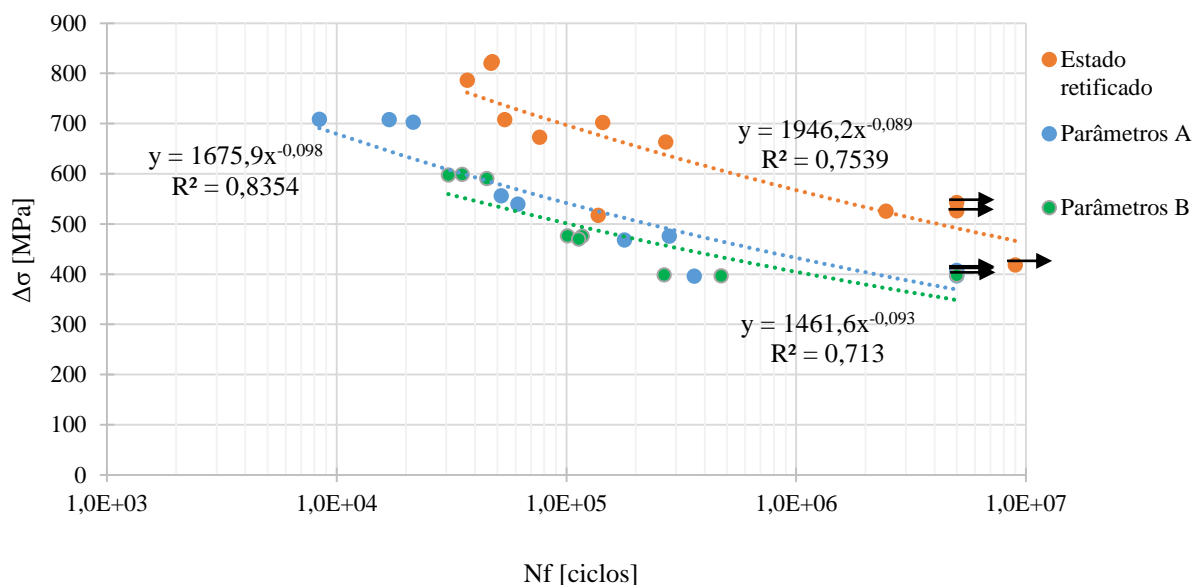


Figura 129: Curvas S-N do aço AISI D2 para o estado retificado e para o estado maquinado por eletroerosão.

Na Figura 130 apresentam-se as curvas S-N probabilísticas para as probabilidades de 1%, 50% e 95%:

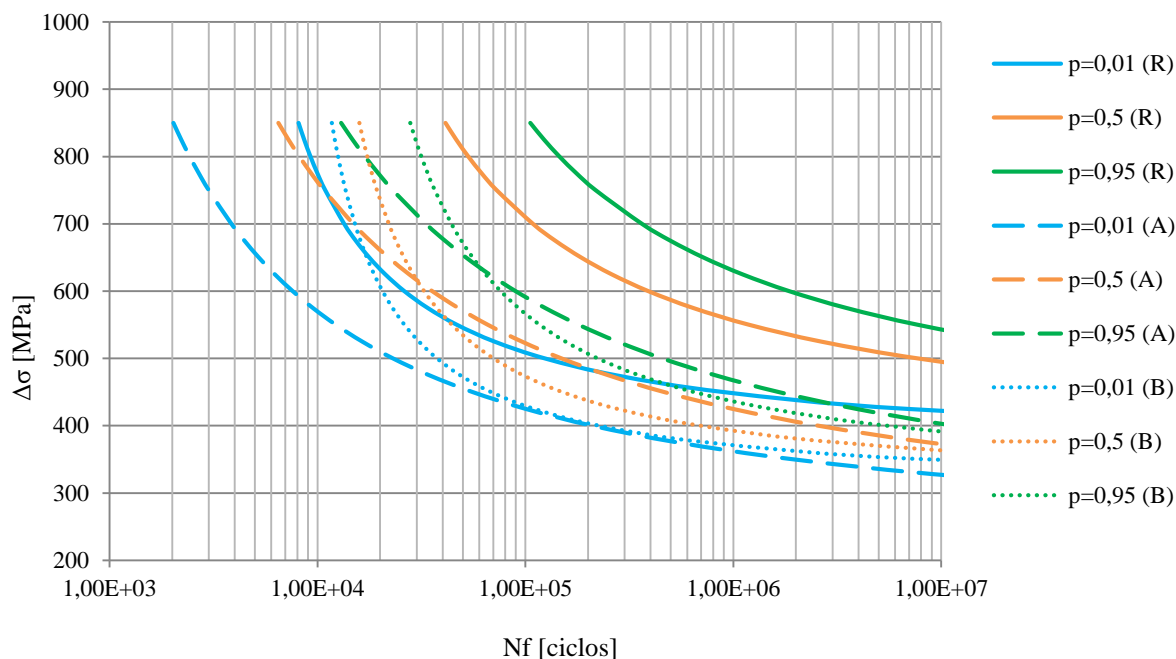


Figura 130: Curvas S-N probabilísticas, de acordo com o modelo de Weibull, para o material retificado (R), eletroerodido utilizando os parâmetros A (A) e eletroerodido utilizando os parâmetros B (B).

Através da Figura 130 verifica-se que existe uma grande sobreposição dos campos probabilísticos para as duas séries de provetes eletroerodidos (utilizando os parâmetros A e B) e uma menor sobreposição entre o campo probabilístico para os provetes eletroerodidos utilizando os parâmetros A e os provetes retificados.

Em primeiro lugar é possível comparar a vida à fadiga do estado retificado com a vida à fadiga do estado maquinado por eletroerosão. Através da Figura 129 é visível que existe uma diminuição da vida à fadiga quando os provetes são maquinados por eletroerosão, em comparação com os provetes retificados. Também se verifica que a dispersão obtida para os provetes retificados foi superior à dispersão obtida para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros A. Verifica-se também uma maior dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros B em comparação com os provetes maquinados utilizando os parâmetros A. Este aspecto pode ser confirmado pelo coeficiente de determinação das curvas S-N que para a curva do material retificado é de 0,75, para o material eletroerodido utilizando os parâmetros A é de 0,84 e para o material eletroerodido utilizando os parâmetros B é de 0,71. De um modo geral

os vários coeficientes de regressão apresentados na Figura 129 estão relativamente próximos e são moderados, não sendo muito baixos nem excelentes, quando se refere a resultados de ensaios de fadiga. Relativamente aos provetes maquinados por eletroerosão verifica-se que a alteração dos parâmetros A para os parâmetros B praticamente não teve influência na vida à fadiga. Em termos de tensão limite de fadiga, para o material retificado este valor é de cerca de 490 MPa enquanto que para o material maquinado utilizando os parâmetros A este valor é de cerca de 380 MPa e para o material maquinado utilizando os parâmetros B a tensão limite de fadiga é cerca de 350 MPa. Verifica-se uma diminuição de aproximadamente 25% da tensão limite de fadiga quando se passa de material retificado para material maquinado por eletroerosão. A tensão limite de fadiga do material nos estados retificado, eletroerodido utilizando os parâmetros A e eletroerodido utilizando os parâmetros B é, aproximadamente, 22%, 17% e 15% da tensão de rotura do material (2278,7 MPa), respetivamente. Estas reduções da resistência à fadiga do material estão correlacionadas com a rugosidade das superfícies. Na Figura 131 é possível observar a relação entre a tensão limite de fadiga para o material retificado e eletroerodido utilizando os parâmetros A e B.

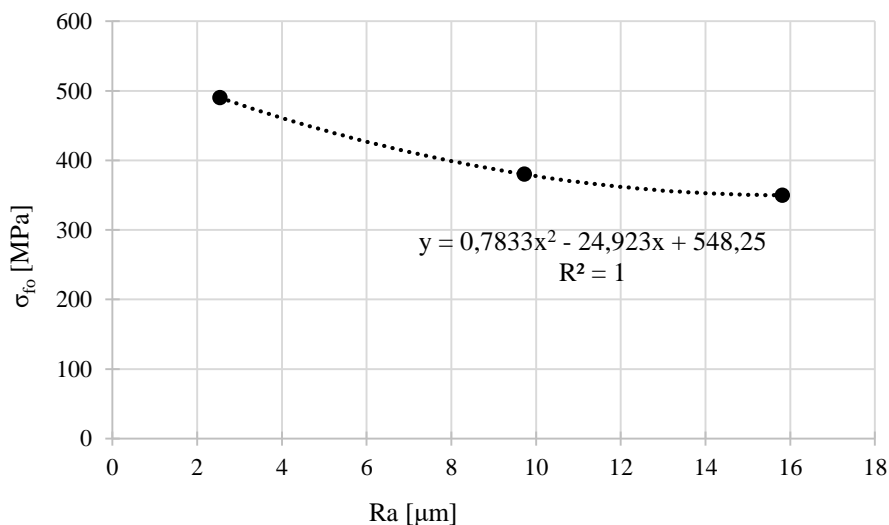


Figura 131: Relação entre a tensão limite de fadiga e a rugosidade média aritmética para o material retificado e eletroerodido utilizando os parâmetros A e B.

Através da análise da Figura 131 verifica-se que existe uma correlação entre a tensão limite de fadiga e a rugosidade média aritmética, dada pela equação representada no gráfico.



Esta diferença verificada no comportamento à fadiga entre estes dois estados do material pode estar relacionada com vários aspetos. Em primeiro lugar, esta diminuição da vida à fadiga dos provetes maquinados em comparação com os provetes retificados pode ser explicada tendo em conta que a superfície rugosa produzida pelo processo de eletroerosão facilita o aparecimento de fendas na superfície que vão funcionar como locais de concentração de tensões que, como se sabe, levam à redução da vida à fadiga do material, pois foi verificado que a rugosidade superficial dos provetes maquinados eram superiores às rugosidades dos provetes retificados. À primeira vista pode-se afirmar que a rugosidade influencia o comportamento à fadiga. No entanto, se compararmos a vida à fadiga dos provetes maquinados utilizando os parâmetros A com a vida à fadiga dos provetes maquinados utilizando os parâmetros B verifica-se que não houve diferenças estatisticamente significativas apesar da rugosidade superficial ser mais elevada para os provetes maquinados utilizando os parâmetros B. A diferença no comportamento à fadiga verificada entre os provetes retificados e os provetes maquinados por eletroerosão está também relacionada com as alterações microestruturais sofridas durante este último processo e, possivelmente, com a introdução de tensões residuais uma vez que, de acordo com a literatura, o processo de retificação introduz tensões de compressão ao passo que o processo de eletroerosão introduz tensões de tração (prejudiciais à vida à fadiga). O que se verifica é que os picos de rugosidade efetivamente podem funcionar como locais de concentração de tensões e facilitar o aparecimento de fendas, no entanto, isto acontece quer para os provetes maquinados pelos parâmetros A quer pelos parâmetros B, em comparação com os provetes retificados.

A rugosidade é medida na camada ressolidificada resultante do processo de eletroerosão. Esta camada, frágil e quebradiça, apresenta microfendas e microvazios que potenciam a fratura do material, tal como será visto na Secção 4.3.3.1. Sabendo que a aplicação de uma carga cíclica leva diretamente à propagação da fenda, pode concluir-se que a presença de fendas superficiais, existentes nos provetes maquinados por eletroerosão, leva a uma redução significativa na vida à fadiga. Além disso, na camada branca existem tensões residuais de tração que favorecem a iniciação de fendas de fadiga e aceleram a sua propagação, levando a uma diminuição da vida à fadiga, sendo este outro aspeto que influencia a diferença de resultados dos ensaios de fadiga entre os provetes maquinados e os provetes retificados. Estas tensões residuais resultam do aquecimento e arrefecimento rápidos e de uma distribuição não uniforme da temperatura, características do processo de eletroerosão.

Assim sendo, mais uma vez se comprova o efeito prejudicial no comportamento à fadiga quer das tensões residuais de tração quer das microfendas pré-existentes na camada ressolidificada do material sujeito ao processo de maquinagem por eletroerosão. Por estas razões, é extremamente importante remover esta camada branca de modo a melhorar o acabamento superficial e aumentar a vida à fadiga do componente através de operações realizadas após o processo de maquinagem por eletroerosão, como o polimento, a granalhagem ou o trabalho a frio. Estes tratamentos superficiais levam a vidas à fadiga mais longas pois introduzem tensões residuais de compressão na camada superficial, tensões estas benéficas no comportamento à fadiga, e ainda permitem melhorar o acabamento superficial dos componentes maquinados.

Ainda tendo em conta o gráfico da Figura 129 e os resultados apresentados na Secção 4.2.5, sabe-se que o valor do declive,  $m$ , para os provetes retificados foi de 11,21 ao passo que para os provetes eletroerodidos utilizando os parâmetros A este valor foi de 10,19 e para os provetes eletroerodidos utilizando os parâmetros B este valor foi de 10,75. O que se verifica é que o declive para o estado retificado é muito próximo do declive para o estado maquinado por eletroerosão, existindo apenas uma translação da curva S-N do material maquinado em relação à curva do material retificado, sendo este resultado expectável com o que foi visto no Estado da Arte. No entanto, apesar destes resultados, verifica-se que o valor do declive está fora dos limites convencionados para os aços de construção, limites esses entre 3 e 5 [96].

Também será interessante comparar o estudo da presente dissertação com alguns estudos referidos na Secção 2.3, para o mesmo material em estudo. Para isso, são apresentados na Tabela 55 os resultados obtidos para a tensão limite de fadiga para cada um desses estudos já referidos, apresentando-se também os parâmetros de cada estudo que mais influenciam o comportamento à fadiga: intensidade de corrente e duração do impulso [63, 66]. É importante notar que existem alguns parâmetros que não são referidos nas diversas publicações, como é o caso do valor da folga, que como se sabe têm uma influência importante nos resultados obtidos.

Tabela 55: Comparação da tensão limite de fadiga entre dois estudos e o estudo da presente dissertação [63, 66].

	Intensidade de corrente [A]	Duração do impulso [ $\mu$ s]	Tensão limite de fadiga (gama de tensões) [MPa]
<b>Presente estudo: parâmetros A</b>	5,6	18	380
<b>Presente estudo: parâmetros B</b>	19,3	18	350
<b>Guu e Hocheng [63]</b>	5	20	1230
<b>Ghanem <i>et. al</i> [66]</b>	5	5	166.5

Através da Tabela 55 verifica-se que os resultados da tensão limite de fadiga diferem muito entre os diversos estudos. Será importante referir que para o estudo realizado por Guu e Hocheng [63] foi utilizada uma razão de tensões -1, ou seja, a parte compressiva do ciclo não tem um efeito prejudicial à fadiga pelo que a gama de tensões efetiva (de tração) seria metade deste valor, ou seja 615 MPa, o que se aproxima mais dos valores do estudo da presente dissertação obtidos para uma razão de tensões de 0.1 (apenas tração). Entre as causas para estas diferenças podem estar os parâmetros de maquinagem utilizados como a folga, a polaridade, o material utilizado como ferramenta do processo ou mesmo a combinação entre os diversos parâmetros. Também o tipo de provete utilizado para cada um dos ensaios é diferente, assim como o tipo de ensaio de fadiga, como foi referido na Secção 2.3. Por outro lado, também a disposição e tamanho dos carbonetos não dissolvidos presentes no material em estudo podem influenciar fortemente os resultados obtidos.

#### 4.3.3 Análise da Microestrutura e Superfícies de Fratura

Tal como foi observado na Secção 3.2.1 para o estado retificado e Secção 4.2.6 para o estado maquinado pelo processo de eletroerosão, o material utilizado no presente estudo apresenta uma microestrutura bastante heterógena responsável pela diminuição da vida à fadiga do material e pela dispersão de resultados verificada (é comum alguma dispersão nos ensaios

de fadiga). O que acontece é que caso determinados provetes possuam mais carbonetos situados na zona onde as tensões são mais elevadas, então, a rotura dá-se mais cedo do que no caso de outros provetes em que os carbonetos não estejam concentrados nessa zona, justificando parte da dispersão de resultados verificada. Estes carbonetos funcionam como um local de concentração de tensões quando solicitados uma vez que nestas zonas vão existir dois constituintes com comportamentos distintos. Além disso, se a fenda de fadiga atingir um desses carbonetos a rotura será quase instantânea uma vez que estes têm uma dureza muito elevada e um comportamento frágil.

A forma como o material foi cortado pode influenciar o comportamento à fadiga do mesmo, uma vez que isso pode influenciar a orientação dos carbonetos. Se os carbonetos estiverem orientados na perpendicular em relação à superfície maquinada (vertical, tendo em conta a forma como o provete é colocado na máquina de ensaios de fadiga) e como aconteceu no presente estudo, tal como é visível na Figura 113 (a) da Secção 4.2.6, a vida à fadiga vai ser afetada negativamente ao passo que se os mesmos se dispuserem orientados paralelamente em relação à superfície maquinada, a vida à fadiga pode ser aumentada quando comparada com a presente situação. O que acontece é que a existência de um carboneto é equivalente à existência de uma fenda com uma determinada espessura. Ora, se o carboneto se encontrar na vertical vai funcionar como se fosse uma fenda com uma espessura igual à sua altura, sendo bastante prejudicial para a vida à fadiga.

É interessante referir que o tipo de arrefecimento a que o material esteve sujeito (neste caso foi ao óleo) durante o processo de têmpera não altera o tamanho nem a disposição destes carbonetos uma vez que os mesmos já existiam antes do tratamento térmico e mantiveram-se após o mesmo. Uma forma de dissolver parcialmente estes carbonetos seria aquecer o aço a uma temperatura de austenitização na ordem dos 1150 °C, sendo importante não ultrapassar a temperatura correspondente à linha austenite-líquido do diagrama de transformação (cerca de 1200 °C) pois, caso contrário, inicia-se a fusão. No entanto, se este aquecimento for realizado durante muito tempo pode levar a um crescimento de grão austenítico excessivo, acabando por prejudicar as propriedades do material. Como se compreende, não é fácil remover os carbonetos sem prejudicar as propriedades do material pelo que é necessário ter em conta qual o objetivo pretendido para a utilização do material antes de se realizar qualquer tratamento. Outra solução seria a refusão do aço em fornos especiais, para se conseguir uma redistribuição dos carbonetos não dissolvidos.

No estudo realizado por Fukaura *et al.* [86] também foi verificado o efeito negativo da presença de carbonetos na vida à fadiga do aço AISI D2. Os carbonetos fraturados podem iniciar uma fenda de fadiga, atuando como inclusões, sendo o seu refinamento uma forma de aumentar a vida à fadiga do material. Como já ficou comprovado por Fukaura *et al.* [86], quanto maior for o número de carbonetos presentes no interior do material, mais provável é a iniciação de uma fenda a partir de um destes carbonetos, incluindo a situação de baixas gamas de tensão. Neste estudo também se verificou que este tipo de carbonetos não dissolvidos não era alterado com o revenido, confirmando o que foi referido para o estudo da presente dissertação. Também foi sempre verificada a presença de carbonetos no local de iniciação da fratura, estando estes rodeados por sulcos. Foi, também, constatado que quando a amplitude de tensões é elevada, a fenda de fadiga inicia num pequeno carboneto à superfície ou perto desta, originando uma fenda semicircular. Para o caso em que a amplitude de tensões é inferior a um determinado valor (para o caso do aço AISI D2 este valor é de 1100 MPa), a fenda de fadiga inicia num carboneto de grandes dimensões no interior e expande originando uma fenda circular, criando uma fratura do tipo *fish-eye*, sendo que em ambos os casos aqui referidos uma partícula de carbonetos está presente no local de iniciação da fenda de fadiga e, na grande maioria das vezes, os carbonetos estão fraturados [86]. No presente estudo também se verifica a existência de um ponto na superfície de fratura do provete, indicativo do local onde se iniciou a fenda que deu origem à fratura. Este ponto pode ser equiparado ao *fish-eye* anteriormente referido e pode ser observado na Figura 146 (a) da Secção 4.3.3.1, pois as tensões utilizadas no presente estudo, em termos de gama de tensões, são inferiores a 2200 MPa (equivalente a uma amplitude de tensão de 1100 MPa).

Com o intuito de se comprovar que os carbonetos atuam como locais de concentração de tensões, foi realizada uma simulação tendo por base o método dos elementos finitos. Para o efeito foi utilizado o *software* Abaqus no qual se simulou um domínio retangular de aço (com  $E$  de 209 GPa) com um carboneto de Crómio retangular, na superfície e alinhado perpendicularmente a esta e tendo em conta que o módulo de elasticidade dos carbonetos de Crómio ronda os 380000 MPa [97]. Foram realizadas duas simulações submetendo esse domínio retangular a uma solicitação remota de tração uniforme (perpendicular ao carboneto) e considerando dois valores de módulo de elasticidade para o carboneto: 300000 MPa e 380000 MPa. Os resultados são apresentados na Figura 132 e Figura 133, respetivamente. Em ambas as figuras, em (a) é apresentada a tensão normal segundo o eixo dos X (direção de tração) e em

(b) é apresentada a tensão equivalente de Von Mises. De notar que os valores apresentados não são relevantes em termos de valores absolutos, interessando apenas uma análise qualitativa.

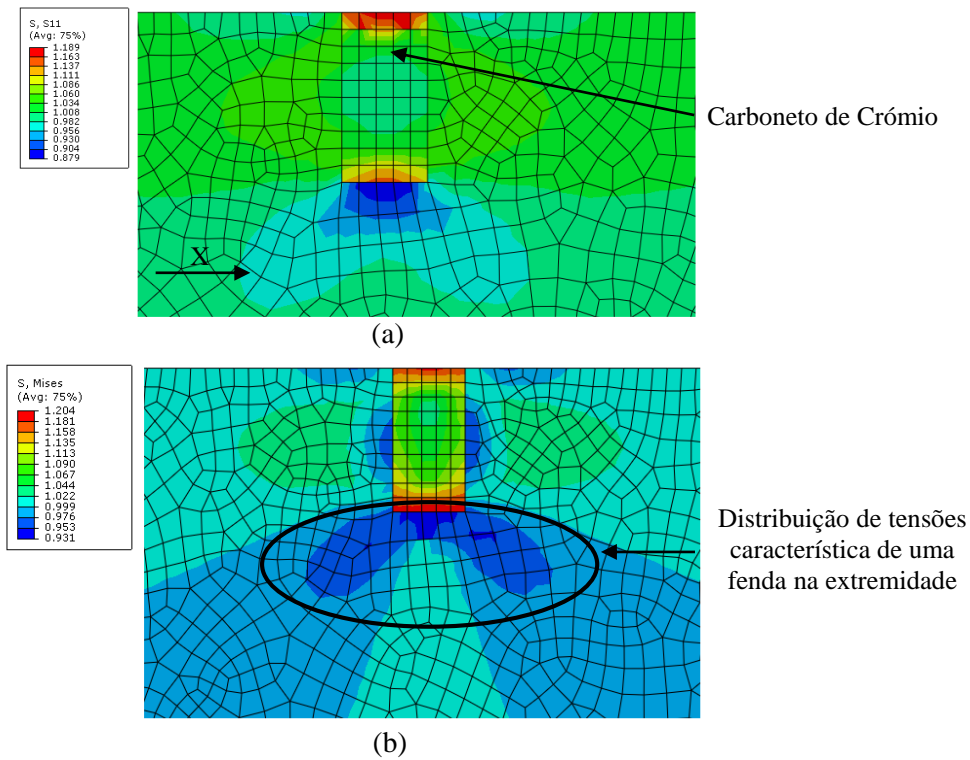


Figura 132: Distribuição das tensões para um módulo de elasticidade do carboneto de 300000 MPa utilizando o *software* Abaqus: (a) tensão segundo o eixo dos X; (b); tensão equivalente de Von Mises.

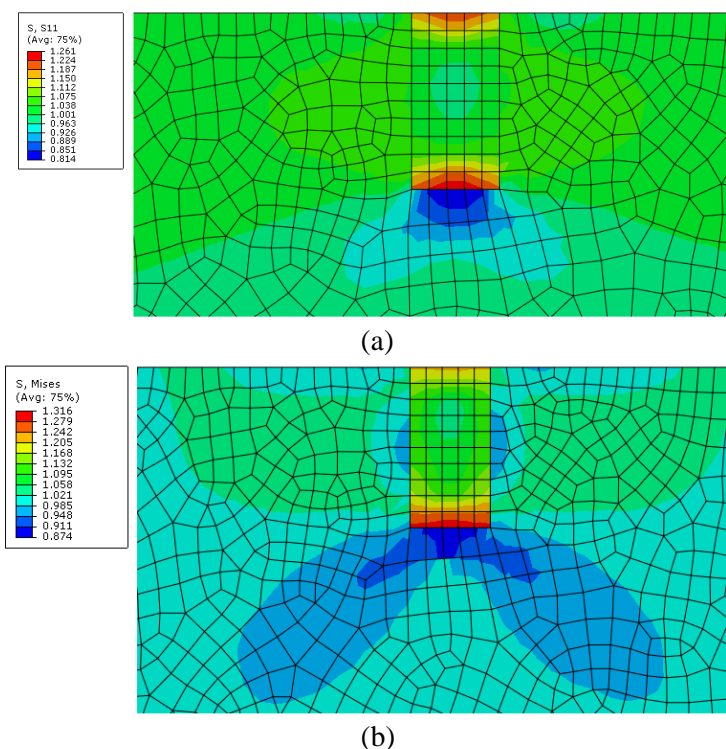


Figura 133: Distribuição das tensões para um módulo de elasticidade do carboneto de 380000 MPa utilizando o *software* Abaqus: (a) tensão segundo o eixo dos X; (b); tensão equivalente de Von Mises.

Através da análise da Figura 132 e Figura 133 é possível observar a distribuição de tensões na zona onde o carboneto se encontra. Tal como foi referido, uma vez que existem dois constituintes com características diferentes é notória a existência de um local de concentração de tensões, confirmada pela simulação realizada. A distribuição de tensões equivalente de Von Mises é semelhante à distribuição de tensões característica introduzida por uma descontinuidade introduzida pela presença de uma fenda. Com esta simulação fica assim comprovado o efeito negativo da presença de carbonetos no material em estudo e como a sua existência se assemelha à presença de uma fenda.

Outra característica notória no presente estudo foi o tempo total de maquinagem através do processo de eletroerosão quando se utilizavam os parâmetros A, inviável em termos práticos. Apesar de se ter abandonado o método de Taguchi devido aos longos tempos de maquinagem obtidos para as intensidades de corrente mais baixas (3,2 A e tempos de 20 horas), é importante deixar claro que um tempo de maquinagem total de 7 horas também não é aceitável (parâmetros A). Estes longos tempos de maquinagem por eletroerosão estão também associados à presença de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões uma vez que estes possuem uma dureza

bastante mais elevada do que a restante matriz (como ficou comprovado na Secção 3.2.1). Como o processo de eletroerosão se baseia na fusão e evaporação do material através de descargas elétricas e foram utilizadas intensidades de corrente muito baixas, é perceptível que o processo de eletroerosão será bastante mais demorado quando encontra zonas com uma concentração maior de carbonetos, sendo que a maquinagem de provetes que possuam uma maior quantidade de carbonetos na zona central (onde está a acontecer a maquinagem) seja mais demorada. Também o valor da folga pode estar na origem dos tempos totais elevados do processo. Para os parâmetros A escolhidos, o valor da folga utilizado é muito pequeno podendo também afetar o tempo total do processo, tal como foi referido no estudo realizado por Nunes [4]. Quando se utilizaram os parâmetros B de maquinagem, em que o valor da folga utilizada foi de 0,085 mm verificou-se uma diminuição bastante significativa no tempo total de maquinagem, podendo esta diminuição estar também relacionada com a alteração e combinação todos os restantes parâmetros.

Relativamente às superfícies de fratura, foi observado que existiam diferenças entre os provetes retificados e os provetes maquinados, verificando-se que para os provetes retificados a fratura ocorria na zona central do provete e era plana enquanto que para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão, quer utilizando os parâmetros A de maquinagem, quer utilizando os parâmetros B, a fratura era mais irregular. Também para os provetes maquinados foi verificado que a rotura ocorria na zona de transição entre a superfície maquinada e a superfície retificada (mas sempre dentro da área maquinada) na maioria das vezes, verificando-se em apenas um caso que a rotura se deu na zona central do provete. Esta característica foi justificada pela simulação referida na Secção 4.2.7.

Ainda em relação às superfícies de fratura, verificou-se que, para o ensaio de flexão destrutivo, a superfície de fratura (foi utilizado um provete retificado) era bastante mais irregular do que a superfície de fratura resultante dos ensaios de fadiga dos provetes retificados.

#### **4.3.3.1 Microscopia Eletrónica de Varrimento (SEM)**

Após a análise da microestrutura do material utilizando a microscopia ótica, é também interessante analisar a microestrutura através da microscopia eletrónica de varrimento que possibilita verificar qual a natureza química dos carbonetos que fazem parte da constituição do material do estudo e ainda observar as superfícies de fratura. Para este efeito, as amostras foram



observadas através da microscopia eletrônica de varrimento (MEV) (*Scanning Electronic Microscopy* – SEM de acordo com a literatura inglesa).

Na presente dissertação foi utilizado o microscópio eletrônico de varrimento FEI Quanta 400FEG ESEM, tendo sido obtidas imagens com elétrons retro difundidos e elétrons secundários. É importante salientar que nas imagens de elétrons retro difundidos (*mode Z Cont*) o contraste está relacionado com o número atômico enquanto que nas imagens de elétrons secundários (*mode SE*) o contraste relaciona-se com a topografia, em que as superfícies mais escuras correspondem a superfícies com menor relevo. Também foram realizadas análises EDS para obtenção das composições químicas em diversas localizações específicas (análises semi-quantitativas).

Na Figura 134 observam-se as superfícies de fratura das amostras dos provetes retificados números 8 (Figura a) e 50 (Figura b), nas quais é notória uma orientação preferencial do relevo da superfície, perpendicular à superfície maquinada resultante dos carbonetos não dissolvidos dispersos na matriz do material.

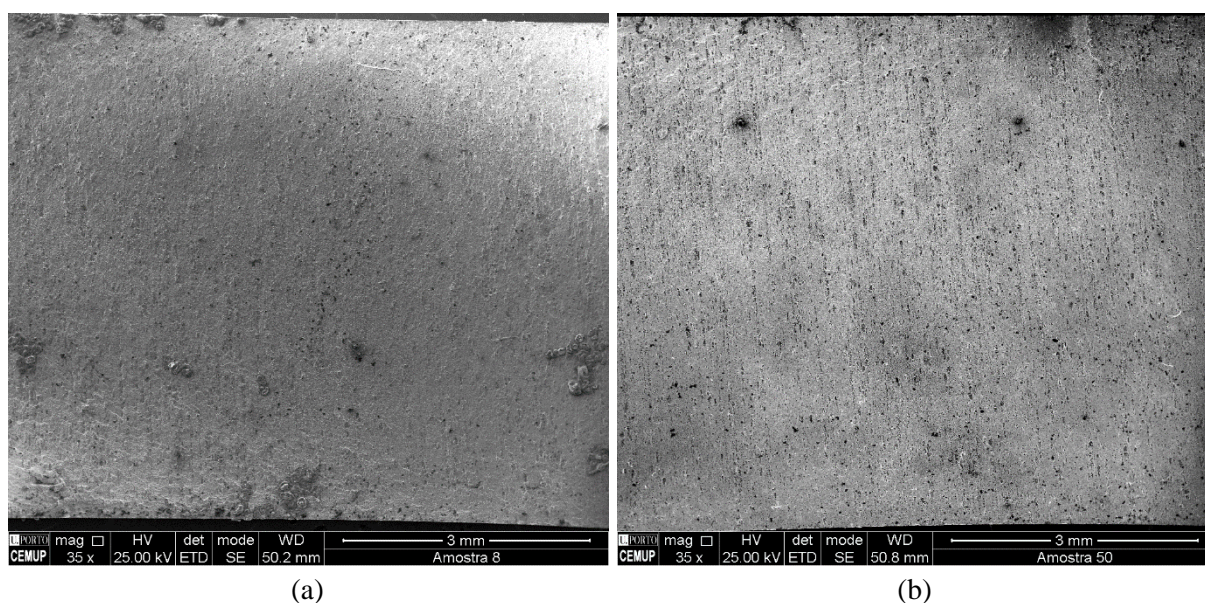


Figura 134: Imagens obtidas por SEM das superfícies de fratura dos provetes retificados: (a) provete 8; (b) provete 50.

Na Figura 135 e Figura 136, correspondentes à amostra do provete retificado 8, verifica-se a existência de carbonetos não dissolvido de grandes dimensões. Na Figura 136 observa-se

a presença de um carboneto não dissolvido na superfície da amostra, o que afetará, negativamente, a vida à fadiga do material.

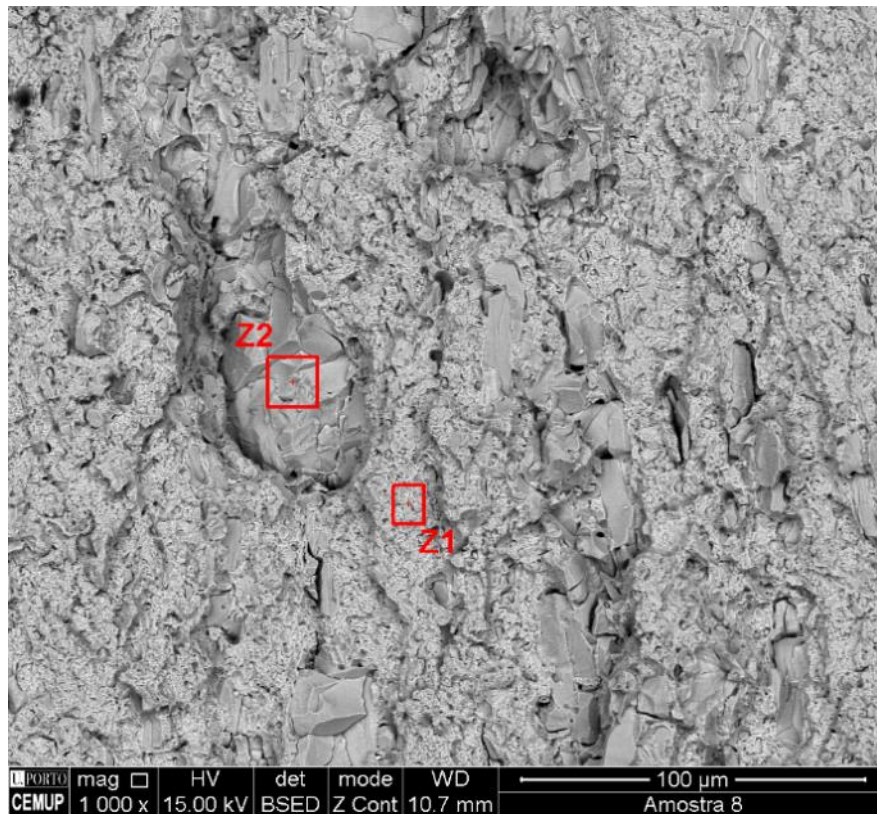


Figura 135: Imagem obtida por SEM da superfície de fratura do provete retificado 8.

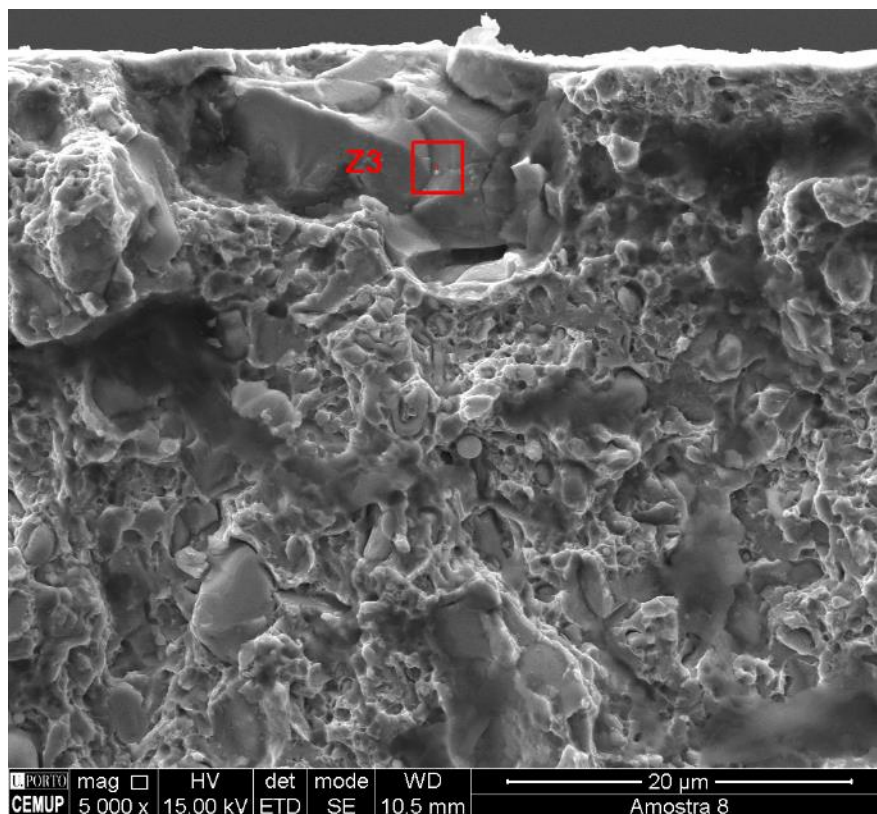


Figura 136: Imagem obtida por SEM das superfícies de fratura do provete retificado 8.

Tendo em conta a amostra do provete 8 (Figura 135 e Figura 136), foi possível realizar uma análise semi-quantitativa da composição química das zonas assinaladas por Z1, Z2 e Z3 representadas na Figura 137, Figura 138 e Figura 139, respetivamente, através de espectroscopia de raios-X por dispersão de energia (EDS).

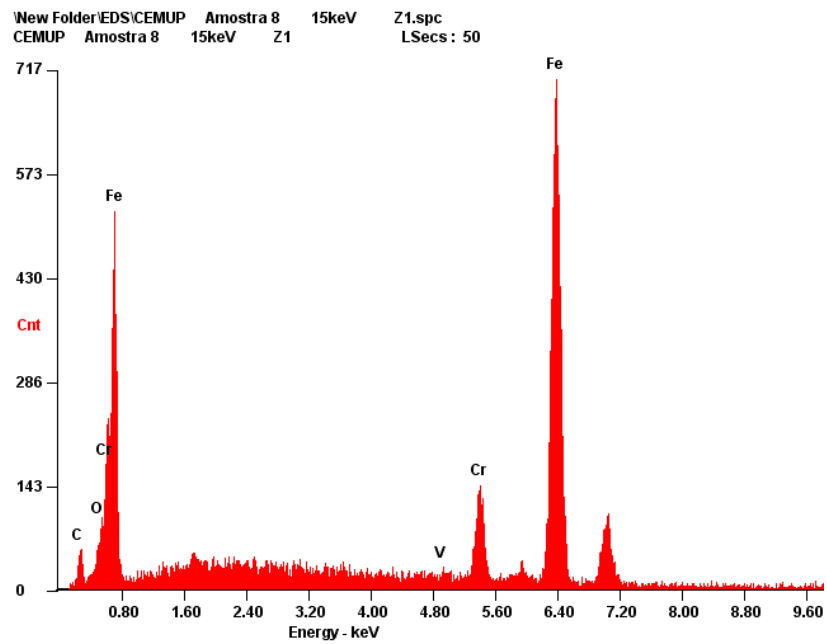


Figura 137: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 8 na zona Z1.

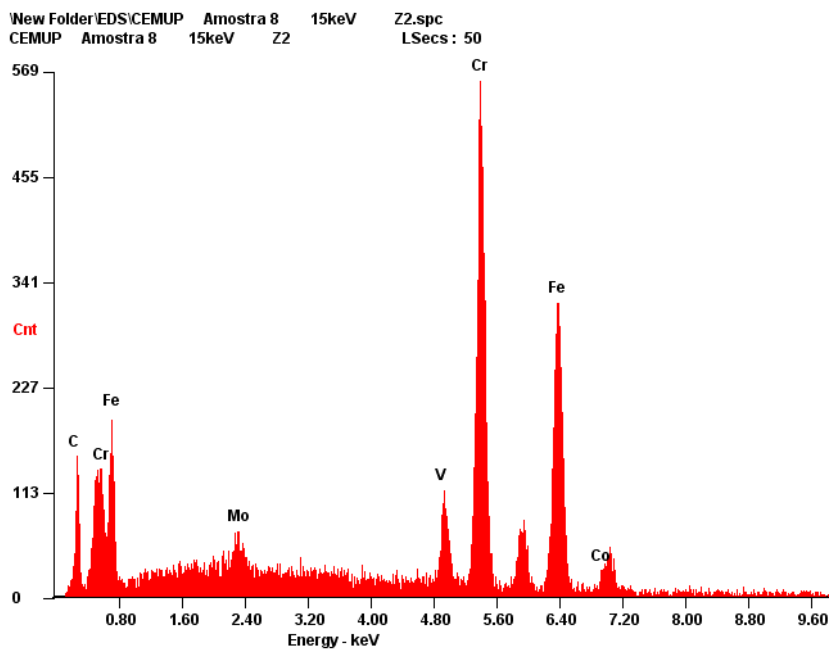


Figura 138: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 8 na zona Z2.

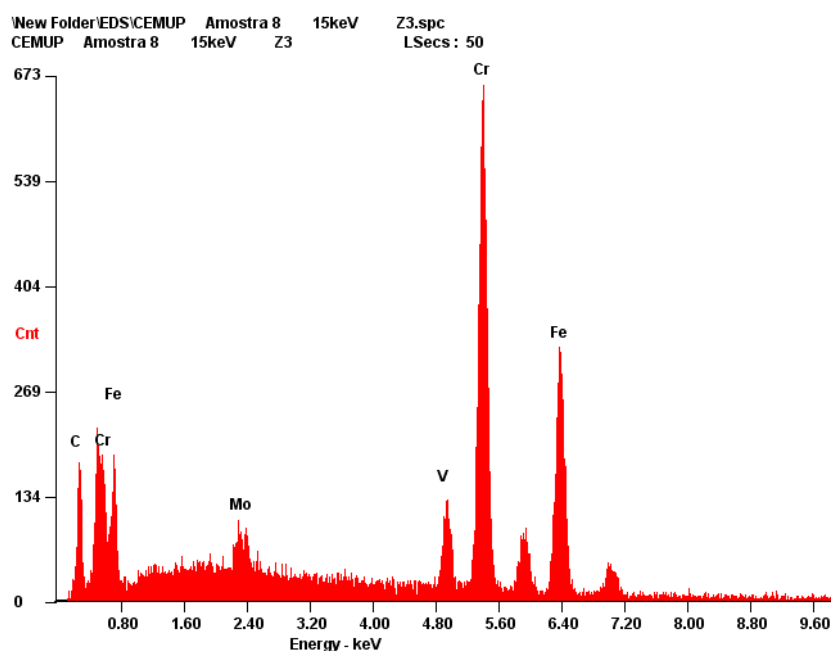


Figura 139: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 8 na zona Z3.

Através dos resultados da análise semi-quantitativa da composição química da amostra do provete 8 pode-se concluir que a zona Z1 corresponde à matriz de martensite revenida, na qual se verifica a presença de elevadas percentagens de Ferro, Crómio, Carbono, algum Vanádio e Molibdénio. A zona Z2 corresponde a um carboneto não dissolvido de grandes dimensões com uma elevada percentagem de Crómio - carboneto de Crómio e Ferro, contendo também uma percentagem de Molibdénio e Vanádio, elementos que fazem parte da composição química do material, já referido na Secção 3.1.2, Tabela 16. A zona Z3 é muito semelhante a esta última, tratando-se novamente de um carboneto de Crómio não dissolvido, na superfície do material.

De seguida são analisadas as superfícies dos provetes maquinados por eletroerosão. Na Figura 140 apresenta-se a superfície de fratura da amostra correspondente ao provete 32. Na Figura 141 apresenta-se a superfície maquinada pelo processo de eletroerosão, também para o provete 32 maquinado utilizando os parâmetros A.



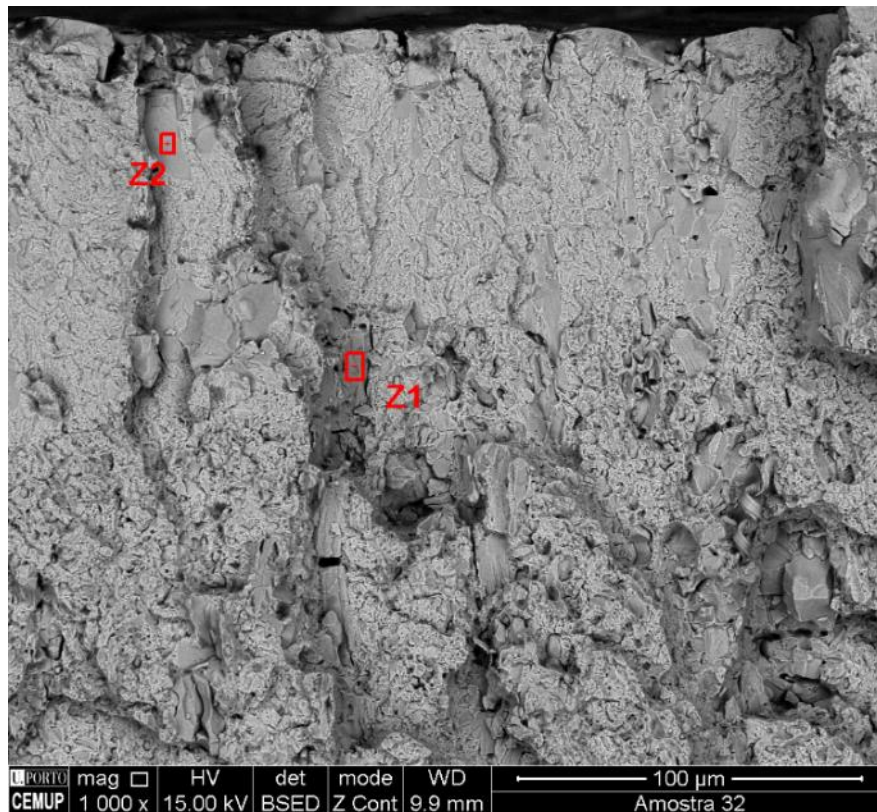


Figura 140: Imagem obtida por SEM da superfície de fratura do provete 32 maquinado por eletroerosão.

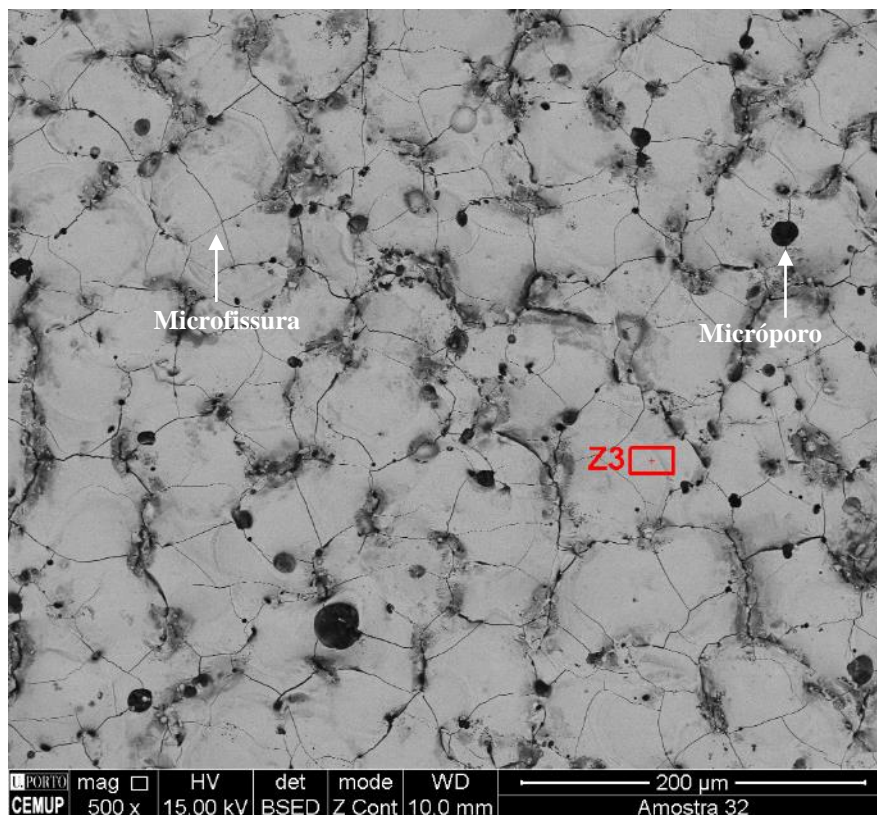


Figura 141: Imagem obtida por SEM da superfície maquinada por eletroerosão do provete 32.

Através da Figura 140 observa-se novamente a presença de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões orientados verticalmente em relação à superfície do provete. Na Figura 141 é visível a superfície característica do processo de eletroerosão na qual existem vários poros resultantes das descargas elétricas consequentes do processo e ainda uma rede de micro-fissuras por toda a superfície maquinada. Relativamente à composição química das zonas Z1, Z2 e Z3 da amostra do provete 32, estas são apresentadas na Figura 142, Figura 143 e Figura 144, respetivamente.

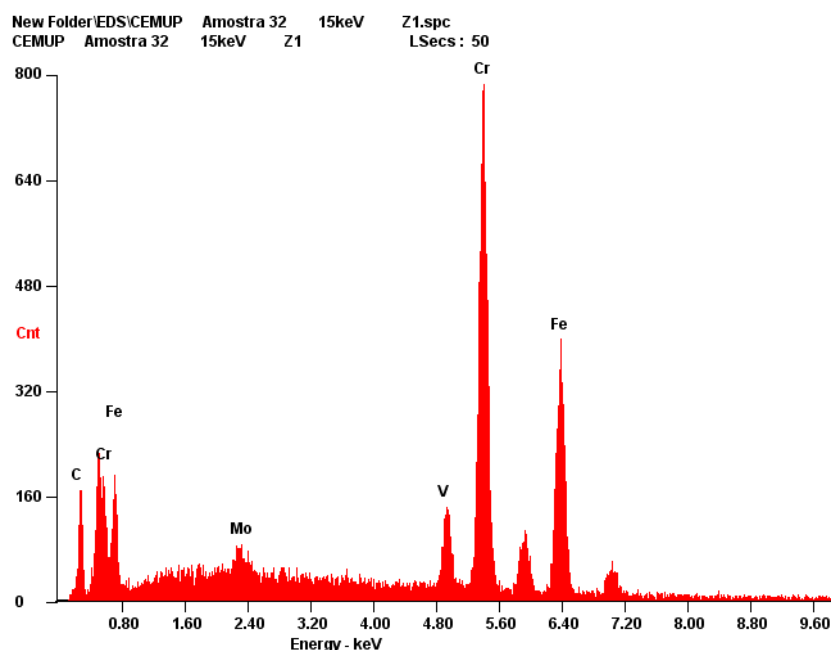


Figura 142: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 32 na zona Z1.

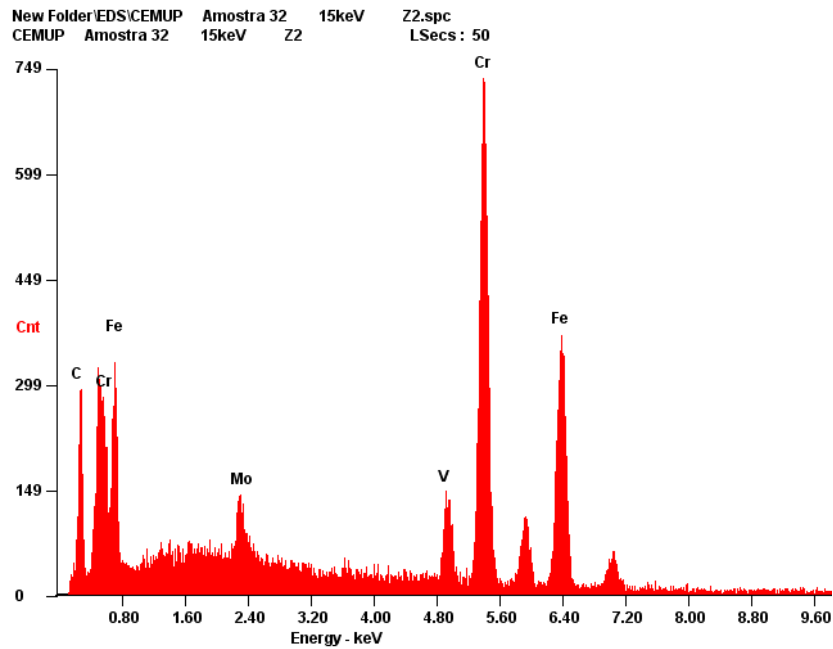


Figura 143: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 32 na zona Z2.

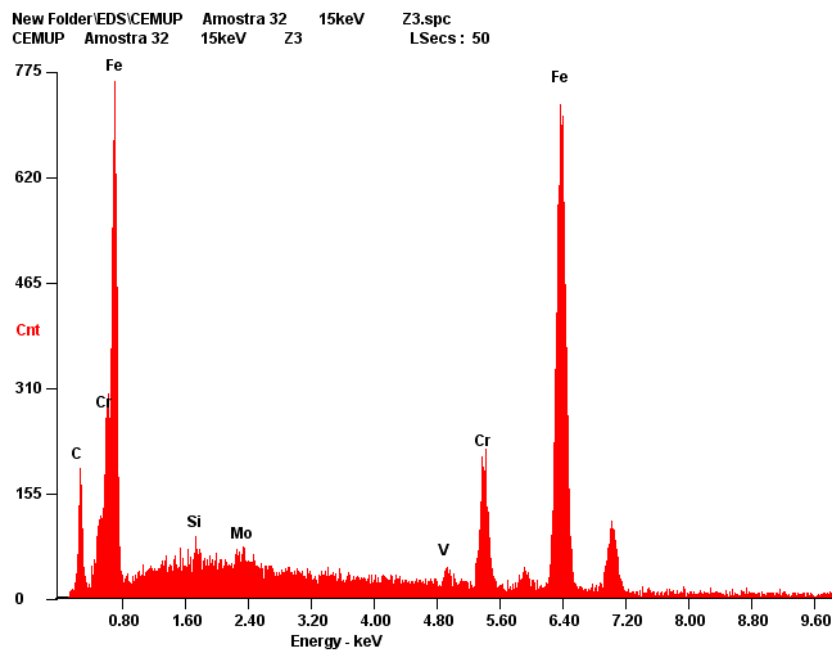


Figura 144: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 32 na zona Z3.

Através da Figura 142, referente à amostra do provete 32 na zona Z1, mais uma vez se confirma a presença de um carboneto de Crômio não dissolvido de grandes dimensões. Também se observa, novamente, a presença de Molibdénio e Vanádio. Através da Figura 143, amostra



do provete 32 na zona Z2, observa-se uma composição química muito semelhante à anterior com uma elevada percentagem de Crómio, indicando a presença de mais um carboneto de Crómio não dissolvido. A partir da Figura 144 verifica-se que a zona Z3, correspondente à camada branca resultante do processo de eletroerosão, possui uma composição muito semelhante à da matriz do material (confirmado mais à frente na Figura 148), rica em Ferro e Carbono, mas também com uma grande percentagem de Crómio. A composição da camada branca pode ser justificada pelo facto de o material possuir vários carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões próximos à superfície (ricos em Carbono, Ferro e Crómio) e, durante o processo de eletroerosão existir fusão destes carbonetos, acabando por dar origem à camada ressolidificada, rica nestes constituintes. Além disso, durante o processo também é provável ocorrer migração de Carbono do dielétrico (Hidrocarbonetos) para a peça de trabalho.

Na Figura 145 apresenta-se a superfície de fratura da amostra do provete 42, maquinado utilizando os parâmetros A, onde é visível a zona de iniciação de fenda que criou uma fratura do tipo *half fish-eye*, já referida na Secção 4.3.3.

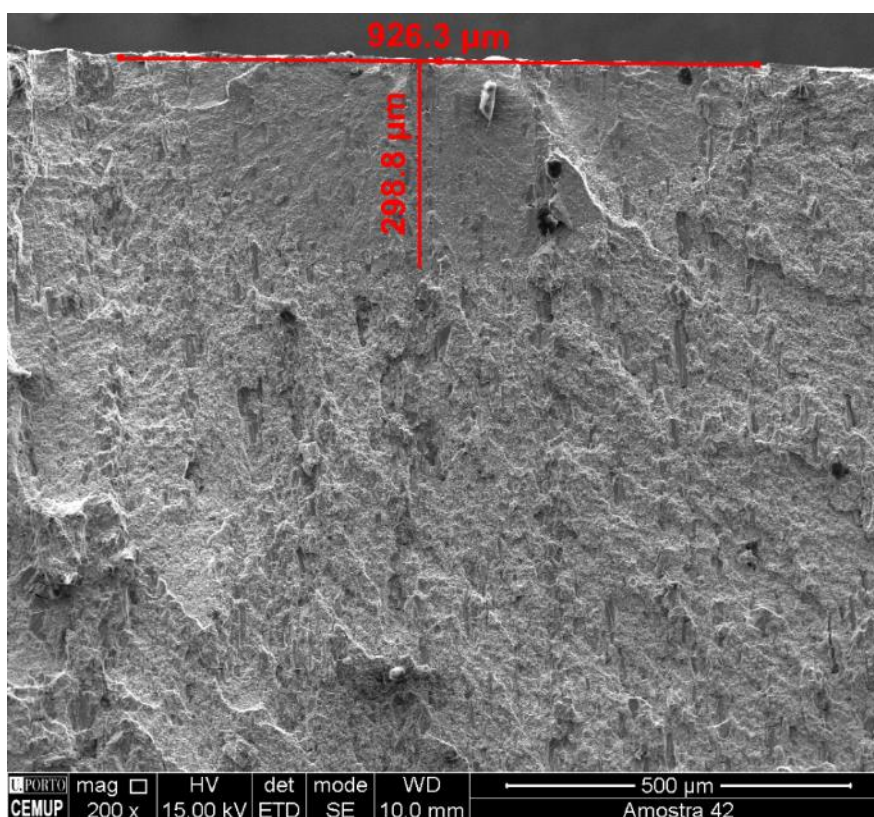


Figura 145: Imagem obtida por SEM da superfície de fratura do provete 42 maquinado pelo processo de eletroerosão onde é visível a fratura do tipo *half fish-eye*.

Através da Figura 145 é possível observar a zona onde a fenda teve início e o tamanho que lhe está associado. De acordo com o que foi analisado na Secção 4.1.4, o valor do defeito crítico, ou seja, o comprimento de fenda que permite igualar  $K_I$  a  $K_{IC}$  é de 0,48 mm e 0,52 mm, através da solução analítica e da solução pelo método dos elementos finitos, respetivamente, tendo em conta a informação indicada na referência [89], valores estes calculados para uma gama de tensões média de 810 MPa. Neste caso, como o provete 42 esteve sujeito a uma gama de tensões inferior (555.8 MPa), é de esperar que o comprimento crítico seja maior aos valores encontrados na Secção 4.1.4. Assim, através do valor indicado na Figura 145 pode-se afirmar que o comprimento crítico é de cerca de 0.3 mm, valor este na mesma ordem de grandeza dos valores obtidos.

Na Figura 146 apresenta-se novamente a superfície de fratura do provete 42, maquinado pelo processo de eletroerosão, onde é visível a camada ressolidificada, com um aspeto diferente, mais denso e fino do que a restante matriz.

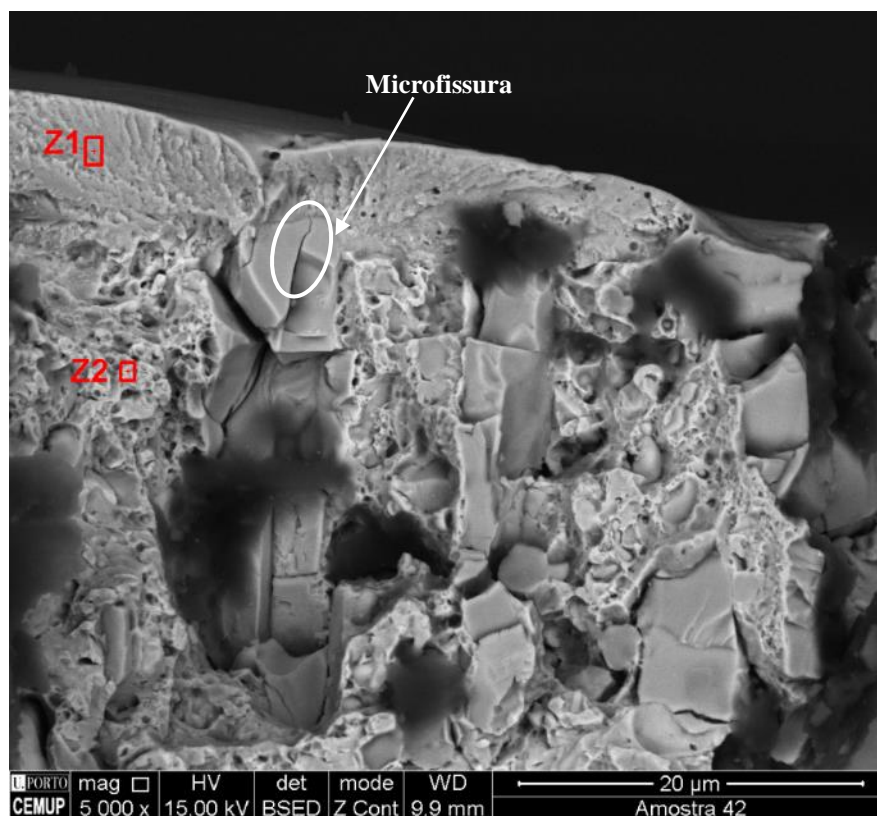


Figura 146: Imagens obtidas por SEM das superfícies de fratura da amostra do provete 42 maquinado pelo processo de eletroerosão: visualização da camada ressolidificada.

Na Figura 146, na zona Z1, é possível identificar a camada ressolidificada e a zona Z2 corresponde à matriz de martensite revenida. Também é possível observar um carboneto, à superfície, fissurado, levando a que o comportamento à fadiga do material seja prejudicado. Mais uma vez se realiza uma análise semi-quantitativa da composição química destas duas zonas, Z1 e Z2, utilizando, para o efeito, a espectroscopia de raios-X por dispersão de energia e os resultados são apresentados na Figura 147 e Figura 148, respetivamente.

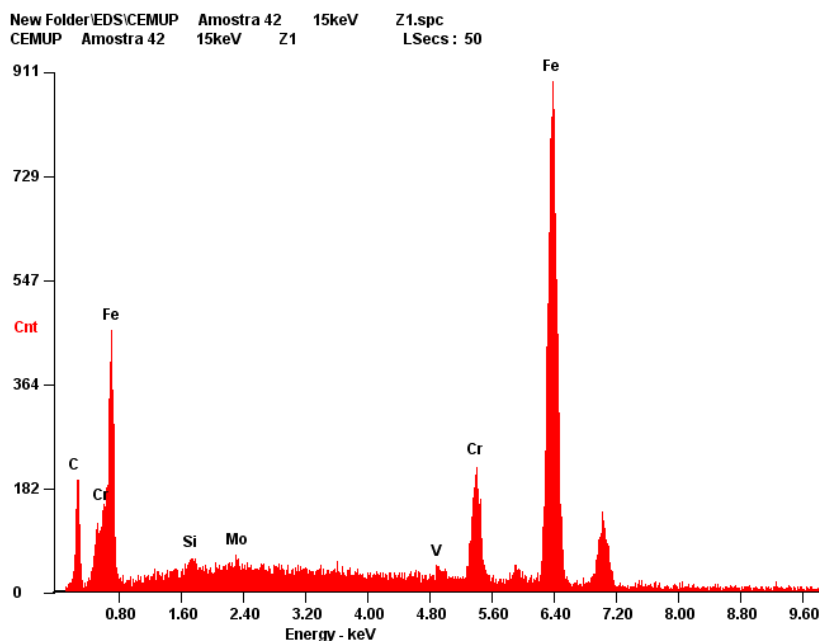


Figura 147: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 42 na zona Z1.

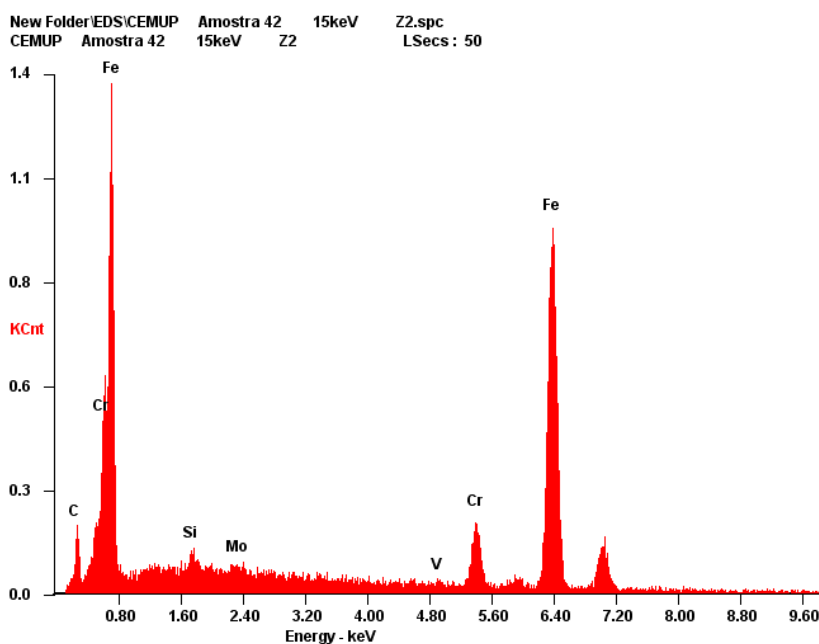


Figura 148: Composição química obtida por EDS para a amostra do provete 42 na zona Z2.

Através dos resultados obtidos pela espectroscopia de raios-X por dispersão de energia, representados na Figura 147, verifica-se que a composição química da zona Z1 da amostra do provete 42 é semelhante à da amostra do provete 32. Verifica-se, novamente, que a camada ressolidificada é rica em Carbono, Ferro e Crómio. Na Figura 148 (amostra do provete 42, zona Z2), a composição química indicada refere-se à composição da matriz do material constituída, maioritariamente, por Ferro, Carbono e Crómio e é similar à composição da camada branca (Figura 144).

Por fim, apresentam-se na Figura 149 e Figura 150 a superfície de fratura da amostra do provete 43, maquinado utilizando os parâmetros B. Esta amostra encontrava-se polida e sujeita a ataque químico, e já foi referida na Secção 4.2.6. Na Figura 149 é novamente visível a camada branca com um aspeto diferente da restante matriz.

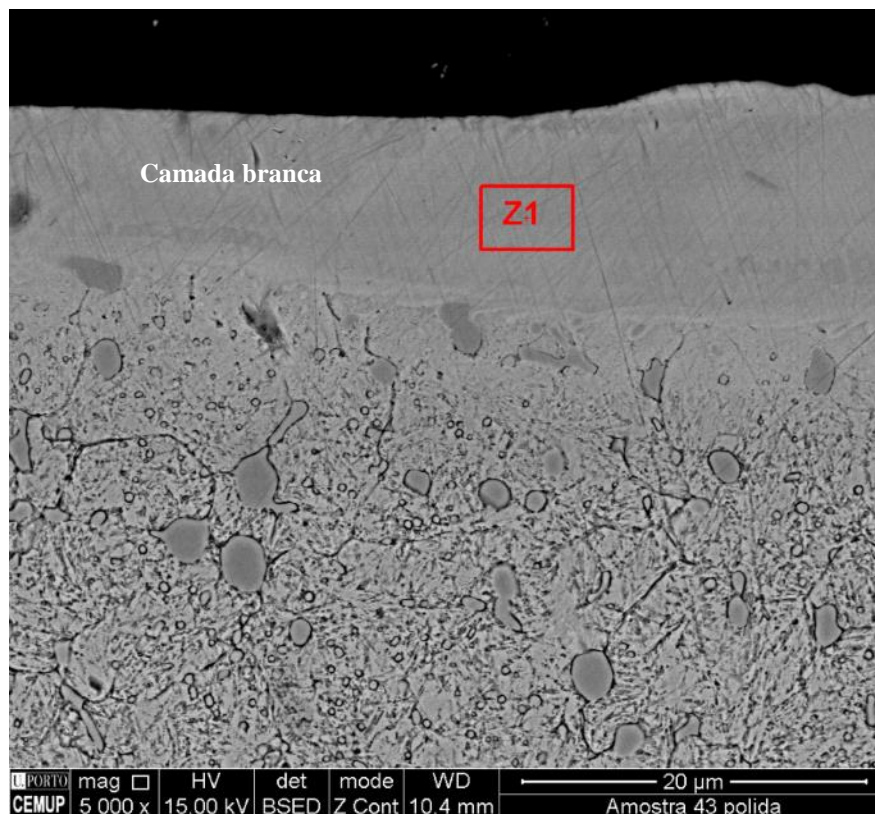


Figura 149: Imagem obtida por SEM da superfície transversal à superfície maquinada obtida por polimento e ataque químico da superfície de fratura obtida para a amostra do provete 43 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B.

À semelhança do realizado para as outras amostras, também foi utilizada a espectroscopia de raios-X por dispersão de energia para analisar a composição química da zona Z1, representada na Figura 149. A composição foi muito semelhante à composição da amostra do provete 32 na zona Z3, razão pela qual não se apresenta.

Na Figura 150 observam-se várias micro-fissuras resultantes do processo de eletroerosão, obtidas com a imagem da Figura 149 com menor ampliação. Mais uma vez se observa a orientação dos carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões e a fragilidade da camada branca resultante do processo de eletroerosão.

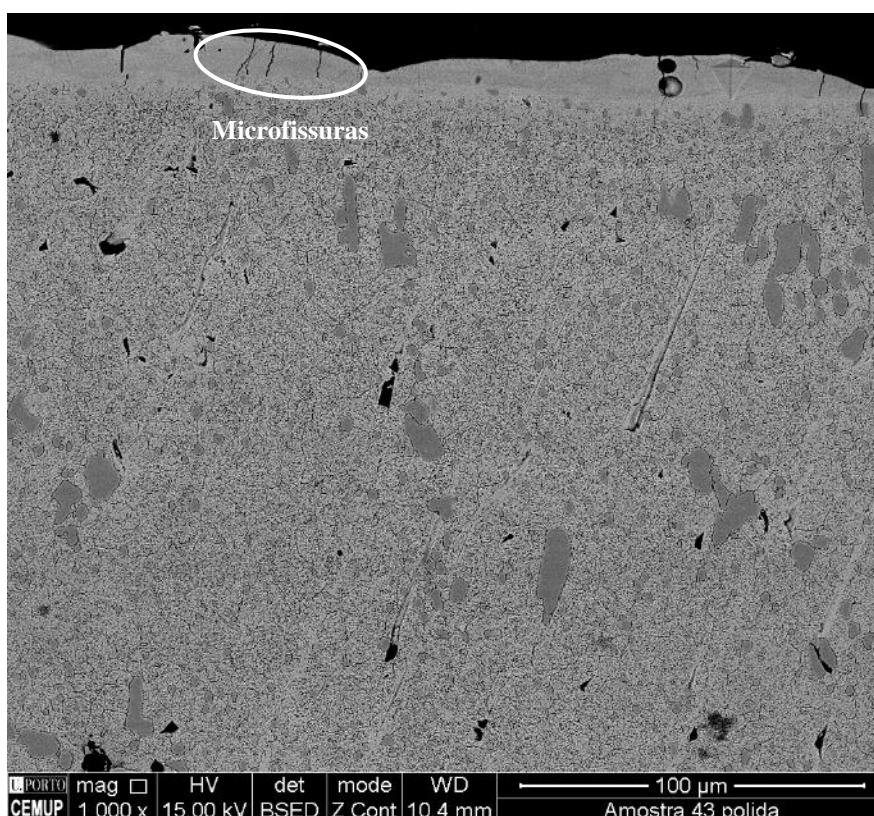


Figura 150: Imagem obtida por SEM da superfície transversal à superfície maquinada obtida por polimento e ataque químico da superfície de fratura obtida para a amostra do provete 43 maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros B.

Através desta análise utilizando a microscopia eletrônica, ficou presente que a superfície maquinada por eletroerosão possui uma rede de fissuras e vários microvazios. As microfendas funcionam como locais de concentração de tensões e, todos estes aspetos referidos,



característicos do processo, diminuem consideravelmente a vida à fadiga do material, comprovando todas as conclusões referidas até ao momento.

#### 4.3.4 Comparação entre os Parâmetros de Maquinagem

Em primeiro lugar são apresentados, novamente, na Tabela 56, os parâmetros A e B de modo a facilitar a análise dos resultados.

Tabela 56: Comparação entre os parâmetros de maquinagem utilizados.

Parâmetro	Parâmetros A	Parâmetros B
<b>Intensidade de Corrente (I)</b>	5,6 A	19,3 A
<b>Duração do Impulso (T)</b>	18 $\mu$ s	18 $\mu$ s
<b>Pausa (P)</b>	10 $\mu$ s	10 $\mu$ s
<b>Tensão (U)</b>	180 V	225 V
<b>Polaridade</b>	-	-
<b>Compression</b>	15 %	20 %
<b>Gain</b>	25 %	20 %
<b>GAP</b>	0,02 mm	0,085 mm
<b>Mode</b>	1	1
<b>Sbox</b>	0	29
<b>ACO</b>	154	8
<b>Time Speed</b>	700 mm/min	350 mm/min
<b>Erosion Time</b>	10 s	0,3 s
<b>Relative Withdraw</b>	1,0 mm	1,0 mm
<b>ACC</b>	02	20

Antes da análise dos resultados obtidos com as diferentes combinações e parâmetros de maquinagem por eletroerosão, é importante referir que não é fácil perceber a influência de cada parâmetro de maquinagem quando se alteram praticamente todos os parâmetros. Para isso seria imprescindível a utilização do método de Taguchi. Além disso, existe ainda pouca informação na literatura acerca da influência de determinados parâmetros.

Os tempos de maquinagem demasiado longos associados aos parâmetros A podem estar relacionados com o facto de a combinação dos vários parâmetros A ter sido escolhida tendo em conta vários estudos da literatura, mas os efeitos desta combinação de parâmetros não eram conhecidos. Ou seja, é possível que um parâmetro conjugado com um ou mais parâmetros possa estar a afetar negativamente o desempenho do processo, ou mesmo a combinação de todos os parâmetros escolhidos pode não ser a mais indicada para o material em estudo. Contrariamente, todo o conjunto de parâmetros B foi recomendado pelo fabricante da máquina de eletroerosão pelo que, à partida, já se conhece a interação entre os parâmetros e sabe-se que a mesma funciona em termos práticos.

Tal como foi referido no Estado da Arte da presente dissertação, de acordo com Nunes [4], o processo de eletroerosão não é considerado um processo competitivo no que diz respeito às operações de polimento e isso pode ser constatado pelos resultados obtidos na Tabela 54 da Secção 4.3.1. Quando se pretendem realizar operações de acabamento final, as intensidades de corrente utilizadas devem ser baixas e os impulsos devem ser curtos. Estes foram os objetivos da utilização dos parâmetros A. Apesar dos valores dos parâmetros utilizados serem bastante reduzidos, as rugosidades dos provetes obtidos por maquinagem pelo processo de eletroerosão são superiores às rugosidades obtidas para os provetes retificados. Para os parâmetros A utilizados, o tempo de maquinagem já foi bastante elevado, não sendo viável em termos industriais. Ao se reduzir o valor da intensidade de corrente esperando obter valores de rugosidade mais baixos, o tempo de maquinagem iria aumentar uma vez que as energias de descarga seriam extremamente reduzidas. Este aumento do tempo de maquinagem consequência da redução da intensidade de corrente ficou comprovado pela maquinagem do provete 34 (parâmetros correspondentes à linha 1 do método de Taguchi). No entanto, de acordo com Nunes [4], é a pequena distância entre o elétrodo e a peça que limitam a produtividade do processo pois torna-se difícil a limpeza na zona de descarga, levando a que exista uma deposição de partículas erodidas nesta zona. Foi o que se verificou no presente estudo pois o valor da folga utilizado foi bastante reduzido, podendo ter comprometido a velocidade do

processo e, também, o acabamento final dos provetes, razão pela qual as rugosidades obtidas para o provete 34 (folga de 0,01 mm) ficaram aquém das expectativas. Na verdade, os valores médios da rugosidade deste provete não se mostraram menores, quando comparados com os valores dos parâmetros A como seria de esperar uma vez que a intensidade de corrente utilizada no provete 34 foi inferior à intensidade de corrente utilizada nos parâmetros A. Em termos de vida à fadiga, o provete 34 apresentou um comportamento muito idêntico ao provete 27 (maquinado utilizando os parâmetros A) apesar da realização de apenas um ensaio não permitir tirar conclusões definitivas. Tendo por base estes resultados, pode-se concluir que os parâmetros A são mais eficientes quando comparados com os parâmetros correspondentes à linha 1 do método de Taguchi pois conduzem a tempos de maquinagem menores e rugosidades semelhantes (Anexo F), pelo que não compensa utilizar um tempo de maquinagem superior para obter um acabamento superficial semelhante.

Relativamente aos parâmetros B, como o valor da folga é ligeiramente superior ao utilizado nos parâmetros A, a limpeza na zona de descarga é mais fácil, acabando por tornar o processo mais rápido conseguindo-se alcançar tempos de maquinagem na ordem das 2 horas quando comparadas com as 7 horas necessárias para maquinar utilizando os parâmetros A. Este tempo de maquinagem não se deve apenas ao tamanho da folga utilizada, mas também à intensidade de corrente que foi aumentada para mais do dobro relativamente aos parâmetros A; também a combinação de todos os parâmetros pode ter tido influência. Como ficou presente ao longo da presente dissertação, as características da camada branca dependem maioritariamente da intensidade de corrente e da duração do impulso. A duração do impulso é a mesma para os parâmetros A e B, no entanto, a intensidade de corrente é superior para os parâmetros B em relação aos parâmetros A. No entanto, como foi visto na Secção 4.2.6 não se verificaram diferenças relevantes na espessura da camada branca, entre os provetes maquinados pelos parâmetros A e pelos parâmetros B. Mais uma vez se pode justificar este aspeto pelo facto de não se ter alterado apenas a intensidade de corrente e mantido todos os outros parâmetros constantes. O facto de não existirem diferenças relevantes na espessura da camada branca pode justificar, além dos outros aspetos, o comportamento à fadiga próximo para os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e os provetes maquinados utilizando os parâmetros B. Tendo em conta os resultados obtidos como o tempo total de maquinagem, o acabamento superficial e a vida à fadiga pode-se afirmar que os parâmetros B são os que permitem uma melhor combinação entre estes aspetos. Evidentemente há um *trade-off* pois por um lado as



rugosidades obtidas com os parâmetros B são superiores às rugosidades obtidas com os parâmetros A, mas os tempos de maquinagem utilizando os parâmetros A não são exequíveis em termos práticos. Além disso, não existiram diferenças significativas no comportamento à fadiga dos provetes maquinados utilizando os parâmetros A e dos provetes maquinados utilizando os parâmetros B.

Relativamente ao provete 49, maquinado utilizando os parâmetros correspondentes à linha 8 do método de Taguchi, verifica-se que também não existem diferenças significativas quer nas rugosidades obtidas para este provete quer no número de ciclos até à rotura. Apesar do valor da folga ser menor do que o utilizado nos parâmetros A, o tempo de maquinagem foi inferior. Este aspeto pode estar, uma vez mais relacionado com a combinação total dos parâmetros e não apenas com a alteração de um parâmetro.



## **5 Conclusões e Trabalhos Futuros**

Os objetivos inicialmente definidos para o presente trabalho eram a obtenção das curvas S-N para o material retificado e para o material maquinado por eletroerosão utilizando o aço para ferramentas de trabalho a frio, AISI D2, e perceber, desta forma, o efeito do processo de eletroerosão no comportamento à fadiga, através da realização de ensaios de fadiga de flexão plana em três pontos, com uma razão de tensões de 0,1. Para o efeito foram comparados os dois estados do material: estado maquinado por eletroerosão e estado retificado comparando, para isso, as rugosidades de ambos os estados do material, o comportamento à fadiga, a microestrutura e as superfícies de fratura. Também foram apresentadas as principais diferenças resultantes da alteração dos parâmetros de maquinagem por eletroerosão. Com o intuito de se perceber, efetivamente, a influência de cada um dos parâmetros de maquinagem por eletroerosão no comportamento à fadiga do material foi iniciado o estudo através do método de Taguchi, mas este estudo foi abandonado devido aos longos tempos de maquinagem que eram necessários.

Globalmente, todos os objetivos propostos foram cumpridos, tendo sido realizada uma pesquisa bibliográfica que sustenta os resultados alcançados e acrescenta mais informação aos mesmos. Houve também a preocupação de estender a pesquisa bibliográfica a outro tipo de materiais e outros tipos de ensaios como ensaios de fadiga rotativa. Assim sendo, a pesquisa bibliográfica e o trabalho prático desenvolvido permitiram aferir um conjunto de conclusões relacionadas com o comportamento à fadiga do aço AISI D2, mas também relacionadas com o processo de eletroerosão. Além disso, foram realizadas alterações à máquina de ensaios de fadiga e à máquina de eletroerosão de modo a ser possível realizar os ensaios nas condições requeridas, foram ainda realizadas várias simulações utilizando o método dos elementos finitos com o intuito de validar algumas conclusões obtidas.

Posto isso, conseguiram-se retirar as conclusões apresentadas de seguida.

## **5.1 Conclusões**

### **5.1.1 Rugosidades**

- O processo de maquinagem por eletroerosão produz superfícies com maior rugosidade do que o processo de retificação, no caso em estudo utilizando os parâmetros referidos.
- Comparando as rugosidades dos provetes maquinados por eletroerosão com as rugosidades dos provetes retificados, conclui-se que a eletroerosão produz rugosidades mais uniformes.
- A combinação total dos parâmetros B origina superfícies com maiores valores de rugosidade superficial em comparação com a combinação dos parâmetros A.
- O aumento da área de maquinagem por eletroerosão não influencia a rugosidade das superfícies.

### **5.1.2 Curvas S-N**

- A vida à fadiga dos provetes maquinados por eletroerosão é inferior à vida à fadiga dos provetes retificados, uma vez que o processo de maquinagem por eletroerosão introduz uma rede de microfissuras e poros que podem funcionar como locais de concentração de tensões e, de acordo com a literatura ([32, 63]), também pode introduzir tensões residuais de tração. Todos estes aspetos levam a uma redução significativa na vida à fadiga. Também a própria rugosidade superficial acrescida resultante do processo de eletroerosão é um fator decisivo na redução da vida à fadiga dos provetes eletroerodidos.
- Relativamente aos provetes maquinados por eletroerosão, verifica-se que a alteração dos parâmetros A para os parâmetros B teve uma pequena influência na vida à fadiga do material, embora haja uma sobreposição dos campos P-S-N para as duas combinações de parâmetros o que revela uma diferença de comportamentos à fadiga com baixa confiança estatística.
- Pode-se concluir que o aumento da rugosidade superficial causado pela utilização dos parâmetros B de maquinagem poderá ter como consequência uma redução ligeira da resistência à fadiga do material.
- A concentração de tensões no entalhe dos provetes maquinados por eletroerosão não teve influência significativa no comportamento à fadiga do material.

- A tensão na zona central do provete é apenas 20 MPa inferior à tensão na zona de transição entre a parte retificada e a área maquinada por eletroerosão (para um deslocamento de 1,8 mm aplicado na zona central). Por esta razão a probabilidade da rotura de um provete maquinado ocorrer na zona central é muito próxima à probabilidade desta rotura ocorrer na zona de transição.
- A tensão limite de fadiga dos provetes retificados é de cerca de 490 MPa enquanto que para o material maquinado utilizando os parâmetros A este valor é de cerca de 380 MPa e para o material maquinado utilizando os parâmetros B a tensão limite de fadiga é cerca de 350 MPa. Verifica-se, assim, uma diminuição de aproximadamente 25% da tensão limite de fadiga quando se passa de material retificado para material maquinado por eletroerosão.
- A tensão limite de fadiga do material nos estados retificado, maquinado utilizando os parâmetros A e maquinado utilizando os parâmetros B é, aproximadamente, 22%, 17% e 15% da tensão de rotura do material, respetivamente.
- O valor do declive,  $m$ , para os provetes retificados foi de 11,21 enquanto que para os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e os parâmetros B este valor foi de 10,19 e 10,75, respetivamente. Os declives foram muito próximos e significativamente mais elevados que os preconizados na literatura para os aços de construção e ligações soldadas. Tal facto pode justificar-se pela importância da fase de iniciação de fendas face à fase de propagação de fendas de fadiga. Quando a fase de propagação de fendas de fadiga é dominante, o valor do declive das curvas S-N aproximam-se do valor 3. As três curvas S-N obtidas neste estudo resultaram em declives muito semelhantes entre si.
- Não se verificou, nos registos experimentais, qualquer diminuição da carga antes do provete partir. Não se detetaram alterações nas cargas registadas pela redução de rigidez dos provetes por propagação de fendas de fadiga uma vez que as fendas críticas apresentaram valores baixos compatíveis com um material frágil de baixa tenacidade.
- A dispersão verificada nos resultados dos ensaios de fadiga é resultado da heterogeneidade do material e da concentração, maior ou menor, de carbonetos, próxima da superfície e na zona central do provete.
- Analisando a dispersão dos resultados dos ensaios de fadiga em cada patamar de tensão testado, constatou-se uma maior dispersão de resultados para os provetes retificados em comparação com os ensaios de fadiga com os provetes eletroerodidos. Também foi verificada uma menor dispersão de resultados dos ensaios de fadiga para os provetes

maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros B, em comparação com os provetes maquinados utilizando os parâmetros A. Analisando a regressão de resultados globais visando a obtenção de uma curva S-N constatou-se que os coeficientes de determinação foram relativamente semelhantes entre as três séries de ensaios, destacando-se os provetes eletroerodidos com a configuração B que apresentaram a menor dispersão de resultados. Este resultado é, no entanto, influenciado pelo número de ensaios realizados e número e definição dos patamares de carga.

- Quanto menor for a gama de tensões aplicada nos ensaios de fadiga, maior é a dispersão. Para os patamares mais baixos de carga testados verificou-se uma enorme dispersão de resultados havendo provetes de vida finita na ordem das poucas centenas de milhares de ciclos e outros com vida infinita.
- O aumento da extensão da área maquinada não influenciou a vida à fadiga do material, embora se tenha verificado um aumento ligeiro do valor médio da vida à fadiga para os provetes maquinados numa extensão de 80 mm face aos provetes maquinados numa extensão de 20 mm.

### **5.1.3 Microestrutura e Superfícies de Fratura**

- O material utilizado no presente estudo apresenta uma microestrutura bastante heterógena em que os carbonetos não dissolvidos que integram a matriz deste material apresentam dimensões elevadas e encontram-se distribuídos de forma não uniforme.
- Os carbonetos que precipitaram durante o revenido são de menores dimensões comparativamente aos carbonetos não dissolvidos.
- Os carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões são ricos em Ferro, Crómio e Carbono.
- A distribuição não uniforme dos carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões, próximos à superfície, afeta negativamente o comportamento à fadiga do material.
- Os carbonetos não dissolvidos são muito frágeis e possuem uma dureza bastante mais elevada do que a restante matriz.
- Possivelmente, os carbonetos orientados verticalmente em relação à superfície (como acontece no presente estudo) afetam de forma mais pejorativa a vida à fadiga quando comparados com os carbonetos dispostos paralelamente em relação à superfície

maquinada já que nestes casos os próprios carbonetos funcionariam como obstáculos à progressão das fendas.

- O tipo de arrefecimento a que o material esteve sujeito durante o processo de têmpera não altera o tamanho nem a disposição dos carbonetos não dissolvidos uma vez que os mesmos já existiam antes do tratamento térmico e mantiveram-se após o mesmo.
- Os carbonetos não dissolvidos funcionam como elementos concentradores de tensões na matriz do aço como foi verificado através de uma simulação por elementos finitos.
- Os longos tempos de maquinagem por eletroerosão estão associados, possivelmente, à presença de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões: a maquinagem de provetes que possuem uma maior quantidade de carbonetos na zona central da área maquinada (onde está a acontecer a maquinagem) será mais demorada.
- A rotura dos provetes retificados ocorreu na zona central do provete e foi plana enquanto que para os provetes maquinados pelo processo de eletroerosão, quer utilizando os parâmetros A de maquinagem quer utilizando os parâmetros B, a superfície de fratura apresentou-se mais irregular.
- Para os provetes maquinados por eletroerosão foi verificado que a rotura ocorria na zona de transição entre a superfície maquinada e a superfície retificada (mas sempre dentro da área maquinada) na maioria das vezes, verificando-se em apenas um caso que a rotura se deu na zona central do provete comprovando que a diferença entre as tensões na zona de transição e na zona central do provete são muito próximas uma da outra.
- Para os provetes nos quais a área de maquinagem por eletroerosão era maior, a rotura ocorreu sempre na zona central do provete.
- O ensaio de flexão monotónico destrutivo, revelou uma superfície de fratura (foi utilizado um provete retificado) bastante mais irregular do que a superfície de fratura resultante dos ensaios de fadiga dos provetes retificados.
- A camada branca resultante do processo de maquinagem por eletroerosão é constituída maioritariamente por Ferro, Carbono e Crómio e possui uma rede de microfissuras e vários poros (crateras). É muito frágil e quebradiça, levando a uma diminuição da vida à fadiga dos provetes maquinados por eletroerosão comparativamente aos provetes retificados.
- A composição da camada branca pode ser explicada tendo em conta que durante o processo de eletroerosão existe fusão dos carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões próximos à superfície (ricos em Carbono, Ferro e Crómio), acabando por se

formar uma camada ressolidificada rica nestes constituintes. Também é provável a migração de Carbono do dielétrico para a peça de trabalho, durante o processo de eletroerosão.

- O aumento de dureza na camada branca pode ser explicado tendo em conta, novamente, o facto de o material em estudo possuir uma grande quantidade de carbonetos não dissolvidos próximos da superfície. Durante o processo de eletroerosão, estes carbonetos vão ser fundidos, acabando por sofrer um processo de têmpera levando ao aumento da dureza da camada branca (o teor em Carbono aumenta na camada branca).
- Foi observado um exemplo de uma fenda de fadiga superficial com a forma de *half fish-eye* com dimensões na ordem de 1 mm e forma semielíptica, sendo este exemplo ilustrativo do comportamento de um material de baixa tenacidade (defeitos críticos pequenos).

#### 5.1.4 Comparação dos Parâmetros de Maquinagem

- Os objetivos da escolha dos parâmetros A de maquinagem por eletroerosão foram as operações de acabamento e a obtenção de uma boa qualidade superficial. Estes parâmetros foram escolhidos tendo em conta a literatura e tentou-se combinar valores com o intuito de obter os melhores resultados para operações de acabamento.
- Os parâmetros B de maquinagem foram escolhidos tendo em conta várias combinações de parâmetros sugeridas para diversas combinações de materiais de acordo com o fabricante da máquina de eletroerosão. Dentro das várias combinações sugeridas foi escolhida uma combinação de parâmetros tendo em conta a área total que se pretendia maquinar e o tipo de material utilizado.
- O método de Taguchi foi abandonado porque valores de 3,2 A de intensidade de corrente e de 0,02 mm de folga conduziam a tempos de maquinagem demasiado elevados devido, possivelmente, à existência de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões próximos da superfície.
- O tempo total de maquinagem por eletroerosão utilizando os parâmetros A foi de aproximadamente 7 horas enquanto que utilizando os parâmetros B esse tempo foi reduzido para aproximadamente 2 horas.



- Os parâmetros A resultaram em tempos muito demorados do processo, possivelmente, devido à baixa intensidade de corrente (5,6 A) e valor da folga (0,02 mm), podendo a combinação de todos os parâmetros influenciar este aspeto.
- Os parâmetros B resultaram em tempos mais rápidos de maquinagem, possivelmente, devido ao aumento, em relação aos parâmetros A, da intensidade de corrente (19,3 A) e o valor da folga (0,085), mais uma vez a combinação de todos os parâmetros pode influenciar este aspeto.
- Para os parâmetros B a dureza da camada branca não é superior aos restantes valores da filiação de durezas.
- Quando se aumenta o valor da intensidade de corrente e o valor da folga nos parâmetros B (19,3 A e 0,085 mm em comparação com os 5,6 A e 0,02 mm dos parâmetros A), isto leva a um aumento da área de plasma durante o processo de eletroerosão e, consequentemente, a uma diminuição da densidade de corrente, ou seja, a energia da faísca não penetra tanto no material, razão pela qual a espessura da camada branca não aumenta quando se alteram os parâmetros A para os parâmetros B.
- Para os parâmetros B, e tendo em conta que o material possui uma grande quantidade de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões à superfície, como a energia da faísca não penetra tanto no material (como penetrava no caso em que se utilizam os parâmetros A) então não se vão dissolver tantos carbonetos como aconteceria no caso dos parâmetros A, logo a percentagem de Carbono na camada branca é menor, justificando a razão pela qual, para os parâmetros B, e a dureza, nesta camada, é inferior à dureza verificada na camada branca obtida com os parâmetros A. Esta dureza mais baixa também pode justificar, em parte, a ligeira redução da resistência à fadiga do material.
- Pelo facto de não existirem diferenças relevantes na espessura da camada branca para os provetes maquinados utilizando os parâmetros A e os provetes maquinados utilizando os parâmetros B pode justificar, além dos outros aspetos, o comportamento à fadiga relativamente próximo para estes dois conjuntos de provetes maquinados com parâmetros distintos.
- Os parâmetros correspondentes à linha 1 do método de Taguchi levaram a tempos de maquinagem bastante elevados (20 horas), possivelmente, resultado da redução da intensidade de corrente e da utilização de valores muito pequenos para a folga (0,01 mm).

- Com os parâmetros correspondentes à linha 1 do método de Taguchi obtiveram-se rugosidades semelhantes aos parâmetros A, podendo este facto estar relacionado com o valor reduzido utilizado para a folga (0,01 mm).
- Em termos de vida à fadiga, o provete 34 (linha 1 do método de Taguchi) apresentou um comportamento muito idêntico ao provete 27 (maquinado utilizando os parâmetros A) apesar da realização de apenas um ensaio não permitir tirar conclusões definitivas.
- Os parâmetros A mostraram-se mais eficientes quando comparados com os parâmetros correspondentes à linha 1 do método de Taguchi pois conduzem a tempos de maquinagem menores e rugosidades semelhantes pelo que não compensa utilizar um tempo de maquinagem superior para obter um acabamento superficial semelhante.
- Tendo em conta os resultados obtidos como o tempo total de maquinagem, o acabamento superficial e a vida à fadiga pode-se concluir que os parâmetros B são os que permitem uma melhor combinação entre estes aspetos, apesar da rugosidade superficial obtida com os parâmetros B ser superior à rugosidade obtida com os parâmetros A, os tempos de maquinagem utilizando os parâmetros A não são exequíveis em termos práticos.
- Relativamente ao provete 49, maquinado utilizando os parâmetros correspondentes à linha 8 do método de Taguchi, verifica-se que não existem diferenças significativas quer nas rugosidades obtidas quer no número de ciclos até à rotura. Apesar do valor da folga ser menor do que o utilizado nos parâmetros A, o tempo de maquinagem foi inferior. Este aspeto pode estar, uma vez mais relacionado com a combinação total dos parâmetros e não apenas com a alteração de um parâmetro.
- Não se pode atribuir a alteração de apenas um parâmetro ao aumento do tempo de maquinagem, ou aumento da rugosidade ou aumento da espessura da camada branca uma vez que a combinação dos parâmetros na sua totalidade e a interação entre eles pode ter uma influência em todos estes aspetos. Para se perceber efetivamente se a alteração do tempo de maquinagem, da rugosidade ou do comportamento à fadiga se deve a um determinado parâmetro então seria necessário manter todos os outros parâmetros constantes e alterar apenas aquele que se pretende estudar.

### **5.1.5 Material em Estudo**

- O material utilizado no presente estudo é muito sensível ao entalhe quer sejam entalhes maquinados ou entalhes relacionados com a microestrutura, como a presença de carbonetos não dissolvidos de grandes dimensões.
- O material utilizado apresenta uma dureza bastante elevada, 58 HRC, razão pela qual é maquinado pelo processo eletroerosão.
- Através de um ensaio de flexão em três pontos não destrutivo chegou-se ao valor do módulo de elasticidade do material, valor esse de 209000 N/mm<sup>2</sup> que é coerente com os valores usuais dos aços.
- Através do ensaio de flexão destrutivo verificou-se que o material em estudo praticamente não apresenta deformação plástica antes da rotura e, por esta razão, a tensão de cedência do material será muito próxima da sua tensão de rotura (2278,7 MPa) ou inexistente. Pode-se, novamente, concluir, que o material tem um comportamento bastante frágil e a sua extensão após rotura é muito baixa.
- Através dos ensaios de fadiga comprova-se que o material em estudo é muito frágil apresentando defeitos críticos inferiores a 1 mm para as gamas de cargas consideradas nos ensaios de fadiga.
- Foi estimado um valor do limiar de propagação de fendas de fadiga,  $\Delta K_{th}$ , ou seja, o valor abaixo do qual, e para um comprimento de fenda pré-existente de 0,1 mm, não há propagação da fenda por fadiga. Este valor foi de 297,65 N.mm<sup>-3/2</sup> ou 9.4 MPa√m

### **5.2 Trabalhos Futuros**

Existem alguns trabalhos futuros que devem ser levados a cabo de modo a tornar o trabalho mais completo e poder completar as conclusões obtidas com este estudo que serão enumerados de seguida.

- Realização do mesmo estudo, mas utilizando o método de Taguchi no qual os parâmetros B seriam o ponto de partida. Com esta análise pretende-se perceber qual a influencia de cada parâmetro na vida à fadiga do material e qual a combinação ótima de parâmetros que permite obter a vida à fadiga mais longa para este material.

- Estudo do tempo de maquinagem e dos efeitos dos parâmetros de eletroerosão no comportamento à fadiga para o aço AISI D2, mas agora com o material cortado de forma a que os carbonetos se encontrem dispostos paralelamente à superfície maquinada do provete.
- Maquinagem, através do processo de eletroerosão, de um entalhe nos provetes restantes deste estudo utilizando para o efeito os parâmetros B de maquinagem e testar esses provetes entalhados com o intuito de comparar a resistência à fadiga dos provetes lisos e entalhados, avaliando desta forma, a sensibilidade ao entalhe dos provetes maquinados pelo processo de eletroerosão. Este entalhe poderia ser circular, realizado com um elétrodo cilíndrico. Ficou claro que este material terá uma sensibilidade ao entalhe elevada, podendo-se, desta forma, avaliar o seu valor.
- Realização de um tratamento térmico no qual se iria aquecer o aço a uma temperatura na ordem dos 1100 °C, sendo importante não ultrapassar a temperatura correspondente à linha austenite-líquido do diagrama de transformação (cerca de 1200 °C) pois, caso contrário, o aço acaba por fundir. Com o aquecimento a 1100 °C, os carbonetos seriam distribuídos mais uniformemente, mas não seriam removidos. No entanto, se este aquecimento for realizado durante muito tempo pode levar a um crescimento de grão excessivo, acabando por prejudicar as propriedades do material. Além disso, este aquecimento leva à formação de martensite mais dura e, consequentemente, mais frágil. No fim deste processo, seria necessário voltar a realizar uma têmpera e revenido. Depois deste tratamento, estudar novamente o comportamento à fadiga dos provetes retificados e maquinados por eletroerosão e verificar se existem diferenças significativas.
- Realização de operações após o processo de maquinagem por eletroerosão, como o polimento, a granalhagem ou o trabalho a frio, com o intuito de se remover a camada branca e introduzir tensões residuais de compressão na camada superficial, esperando, desta forma, aumentar a vida à fadiga dos componentes e melhorar o acabamento superficial dos mesmos.
- Medição das tensões residuais dos provetes retificados e comparação com as tensões residuais presentes nos provetes maquinados pelo processo de eletroerosão. Este é um aspeto que se considera extremamente importante ser realizado para permitir assim melhorar a discussão realizada e confirmar indicações encontradas na literatura.
- Criação de um modelo 3D utilizando o método dos elementos finitos com uma fenda semielíptica e estimar, desta forma, a tenacidade do material de forma mais rigorosa.

## 6 Referências Bibliográficas

- [1] J. D. R. Marafona, *Tecnologia e aplicações da Electroerosão - Processos de electroerosão por penetração (Diesinking) e fio (Wire)*, 2012.
- [2] I. M. F. Bragança, G. R. Ribeiro, C. M. A. Silva, and P. A. R. Rosa, "Estudo compreensivo do processo tecnológico de electroerosão," presented at the VII International Conference on Engineering and Computer Education, Guimarães, PORTUGAL, 2011.
- [3] K. H. Ho and S. T. Newman, "State of the art electrical discharge machining (EDM)," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 43, pp. 1287-1300, 10// 2003.
- [4] F. G. Nunes, "Estudo comparativo entre maquinagem de alta velocidade-HSM, Eletroerosão-EDM e maquinagem convencional aplicadas ao fabrico de moldes e eléctrodos.," Engenharia Mecânica, Departamento de Engenharia Mecânica, FEUP, 2002.
- [5] (2016, 21/02/2016). *Máquina de electroerosión por penetración / CNC / para micromecanizado - ZNC-EDM 250, 435 L, 760 L - Knuth Machine Tools*. Available: <http://www.directindustry.es/prod/knuth-machine-tools/product-27150-476389.html>
- [6] K. P. Rajurkar, M. M. Sundaram, and A. P. Malshe, "Review of Electrochemical and Electrodischarge Machining," *Procedia CIRP*, vol. 6, pp. 13-26, // 2013.
- [7] B. Guitrau. (21/02/2016). *The fundamentals of EDM*. Available: <http://mmadou.eng.uci.edu/classes/mae165/Engr165%20Lectures/Supplemental%20Material/The%20EDM%20Fundamentals.pdf>
- [8] L. Pérez Blanco, "Efeito da temperatura do fluido dieléctrico no desempenho do processo de eletroerosão," FEUP, Porto, 2013.
- [9] J. D. R. Marafona, *Tecnologia e aplicações da Electroerosão - Processos de electroerosão por penetração (Diesinking) e fio (Wire) - Slides*, 2002.
- [10] K. H. Ho, S. T. Newman, S. Rahimifard, and R. D. Allen, "State of the art in wire electrical discharge machining (WEDM)," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 44, pp. 1247-1259, 10// 2004.
- [11] W. J. Hsue, Y. S. Liao, and S. S. Lu, "Fundamental geometry analysis of wire electrical discharge machining in corner cutting," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 39, pp. 651-667, 4// 1999.

- [12] F. Han, M. Kunieda, T. Sendai, and Y. Imai, "High Precision Simulation of WEDM Using Parametric Programming," *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 51, pp. 165-168, // 2002.
- [13] C. Liu and D. Esterling, "Solid modeling of 4-axis wire EDM cut geometry," *Computer-Aided Design*, vol. 29, pp. 803-810, 12// 1997.
- [14] T. A. Spedding and Z. Q. Wang, "Study on modeling of wire EDM process," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 69, pp. 18-28, 9// 1997.
- [15] (2016, 01/04/2016). *Electrical Discharge Machining | Wire Cut EDM*. Available: <http://www.americanwireedm.com/edm-services/edm-machining>
- [16] (2016, 27/02/2016). *69-PF-Um caso de eletroerosão.pdf*. Available: <https://docs.google.com/viewer?a=v&pid=sites&srcid=ZGVmYXVsdGRvbWVpbnxtYXJpbmhvdGVzdGV8Z3g6MWVhYmYyZTUzMGI1YTYzZQ>
- [17] (2016, 27/02/2016). *Tema 4 - Limpeza*. Available: <http://www.etitudela.com/profesores/jfcm/edm/Cap4.htm>
- [18] (22/02/2016). *Tema 7 - Materiales para Electrodos*. Available: <http://www.etitudela.com/profesores/jfcm/edm/>
- [19] G. V. Samsonov, *Handbook of the Physicochemical Properties of the Elements*, First Edition ed., 1968.
- [20] (2016, 28/03/2016). *Tungsten (W) - Physical Properties | Midwest Tungsten Service*. Available: <http://www.tungsten.com/materials/tungsten/>
- [21] (28/03/2016). *Mohs Scale of Mineral Hardness*. Available: <https://engineeringonline.wikispaces.com/file/view/Mohs+scale+of+mineral+hardness.pdf>
- [22] A. K. Khanra, B. R. Sarkar, B. Bhattacharya, L. C. Pathak, and M. M. Godkhindi, "Performance of ZrB<sub>2</sub>-Cu composite as an EDM electrode," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 183, pp. 122-126, 3/5 2007.
- [23] G. Lin, L. Lei, Z. Wansheng, and K. P. Rajurkar, "Performance of bunched-electrode in EDM," presented at the ICoPE2010 and 13th ICPE International Conference on Precision Engineering, July 28, 2010 - July 30, 2010, Singapore, 2010.
- [24] P. Peças and E. Henriques. (2004, 2004-03-23) Impacto da utilização de aditivos no dieléctrico de EDM no acabamento de superfícies moldantes. *Revista Iberoamericana de Ingeniería Mecânica*. Available: <http://e-spacio.uned.es/fez/view/bibliuned:iberoingmecanica-2004-vol08-n3-05>
- [25] W. S. Zhao, Q. G. Meng, and Z. L. Wang, "The application of research on powder mixed EDM in rough machining," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 129, pp. 30-33, 10/11/ 2002.
- [26] T. Y. Tai and S. J. Lu, "Improving the fatigue life of electro-discharge-machined SDK11 tool steel via the suppression of surface cracks," *International Journal of Fatigue*, vol. 31, pp. 433-438, 3// 2009.
- [27] Y. Y. Yang, H. S. Fang, and W. G. Huang, "A study on wear resistance of the white layer," *Tribology International*, vol. 29, pp. 425-428, 8// 1996.
- [28] V. Antunes, "Metalurgia Mecânica - MIEM - FEUP," ed, 2012.

- [29] A. International, *ASM HandBook - Metallography and Microstructures* vol. 9, 2004.
- [30] J. Marafona and C. Wykes, "A new method of optimising material removal rate using EDM with copper-tungsten electrodes," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 40, pp. 153-164, 1// 2000.
- [31] T. Muthuramalingam and B. Mohan, "A review on influence of electrical process parameters in EDM process," *Archives of Civil and Mechanical Engineering*, vol. 15, pp. 87-94, 2015.
- [32] Y. H. Guu, H. Hocheng, C. Y. Chou, and C. S. Deng, "Effect of electrical discharge machining on surface characteristics and machining damage of AISI D2 tool steel," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 358, pp. 37-43, 10/15/ 2003.
- [33] (2016, 16/02/2016). *Engenering Mechanical: Novembro 2011*. Available: [http://engenhariananotecnologica.blogspot.pt/2011\\_11\\_01\\_archive.html](http://engenhariananotecnologica.blogspot.pt/2011_11_01_archive.html)
- [34] (2016, 21/02/2016). *EDM Hilo - Introducción*. Available: <http://www.etitudela.com/profesores/jfcm/edm/Hilo01.htm>
- [35] (2016, 21/02/2016). *EDM/WEDM - EDM/WEDM - Cnc Machining Parts / Cnc Turning Parts / Cnc Milling Parts / Hanfeng CNC*. Available: <http://www.hfcncprecision.com/index.php?m=content&c=index&a=show&catid=52&id=25>
- [36] H. F. R. Cachão, "Avaliação do dano em fadiga de materiais a muito elevada frequência," Mestrado em Engenharia Mecânica, Instituto Superior Técnico, 2012.
- [37] W. F. Hosford, *Mechanical behavior of materials*, Second Edition ed. Cambridge University Press, New York, 2010.
- [38] E. H. Smith, *Mechanical Engineer's Reference Book*, 12 ed., 1994.
- [39] T. Nicholas, *High Cycle Fatigue - A Mechanics of Materials Perspective*. Air Force Institute of Technology - Department of Aeronautics and Astronautics - Wright Patterson AFB, Ohio, USA, 2006.
- [40] ASTM, *Handbook of Fatigue Testing*, 1974.
- [41] (2016, 12/03/2016). *Fatigue Cracking / Pavement Interactive*. Available: <http://www.pavementinteractive.org/article/fatigue-cracking/>
- [42] (2016, 12/03/2016). *Fatigue Cracks*. Available: <http://pardo.net/bike/pic/fail-009/000.html>
- [43] C. A. G. d. M. Branco, A. A. Fernandes, and P. M. S. T. d. Castro, *Fadiga de estruturas soldadas* vol. 2ª ed. Lisboa: Fundação Calouste Gulbenkian, 1986.
- [44] J. A. Bannantine, *Fundamentals of Metal Fatigue Analysis*, 1990.
- [45] T. Nicholas, "Chapter 2 - Characterizing Fatigue Limits," in *High Cycle Fatigue*, ed Oxford: Elsevier Science Ltd, 2006, pp. 27-69.
- [46] A. L. Ramalho, "Previsão da Resistência à Fadiga em Juntas Soldadas Reabilitadas por Técnicas de Refusão," DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA, FACULDADE DE CIÊNCIAS E TECNOLOGIA DA UNIVERSIDADE DE COIMBRA, 2006.
- [47] A. M. P. De Jesus, *Fadiga dos Metais - UTAD/ Projecto de Estruturas II*, 2014.

- [48] T. Ribeiro, "Rotura por fadiga de aços inoxidáveis austeníticos," FEUP, 1986.
- [49] T. Udomphol, "Laboratory 9: Fractography - Mechanical Metallurgy Laboratory 431303 ", ed.
- [50] S. M. M. Faria, "Caracterização do comportamento em fadiga do aço inoxidável AISI 316," FEUP, 1989.
- [51] J. Schijve, "Statistical distribution functions and fatigue of structures," *International Journal of Fatigue*, vol. 27, pp. 1031-1039, 9// 2005.
- [52] H. Pinto, A. M. P. De Jesus, A. Fernández-Canteli, E. Castillo, and H. F. S. G. Pereira, "Analysis of Constant and Variable Amplitude Strain-Life Data Using a Novel Probabilistic Weibull Regression Model," *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol. 132, pp. 061401-061401, 2010.
- [53] ASM, *Elements of Metallurgy and Engineering Alloys*: ASM International, 2008.
- [54] J. L. F. Coffin, "A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal," 1954.
- [55] E. Castillo, A. Fernández-Canteli, A. S. Hadi, and M. LÓpez-Aenlle, "A fatigue model with local sensitivity analysis," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 30, pp. 149-168, 2007.
- [56] A. M. P. De Jesus, H. Pinto, A. Fernández-Canteli, E. Castillo, and J. A. F. O. Correia, "Fatigue assessment of a riveted shear splice based on a probabilistic model," *International Journal of Fatigue*, vol. 32, pp. 453-462, 2// 2010.
- [57] E. Castillo and A. F. Canteli, *Una metodología estadística unificada para modelar el daño a fatiga*: Real Academia de Ingeniería Madrid, 2009.
- [58] R. Sanches, "Análise Probabilística da Resistência à Fadiga de Ligações Rebitadas em Pontes Metálicas ", UTAD, 2013.
- [59] A. Fernández-Canteli, C. Przybilla, M. Nogal, M. L. Aenlle, and E. Castillo, "ProFatigue: A Software Program for Probabilistic Assessment of Experimental Fatigue Data Sets," *Procedia Engineering*, vol. 74, pp. 236-241, // 2014.
- [60] E. Castillo, "Chapter 5 - The Gumbel, Weibull and Frechet Distributions," in *Extreme Value Theory in Engineering*, ed San Diego: Academic Press, 1988, pp. 183-209.
- [61] A. M. P. De Jesus, M. Luisa Ruiz Ripoll, A. Fernández-Canteli, E. Castillo, and H. F. S. G. Pereira, "Probabilistic Fatigue Assessment of a Notched Detail Taking Into Account Mean Stress Effects," *Journal of Pressure Vessel Technology*, vol. 134, pp. 021203-021203, 2012.
- [62] J. A. F. O. Correia, A. M. P. d. Jesus, and A. Fernández-Canteli, "A procedure to derive probabilistic fatigue crack propagation data," *International Journal of Structural Integrity*, vol. 3, pp. 158-183, 2012.
- [63] Y. H. Guu and H. Hocheng, "High cycle fatigue of electrical-discharge machined AISI D2 tool steel," *International Journal of Materials and Product Technology*, vol. 16, pp. 642-657, 2001.
- [64] H. Sidhom, N. Ben Moussa, B. Ben Fathallah, N. Sidhom, and C. Braham, "Effect of Surface Properties on the Fatigue Life of Manufactured Parts: Experimental Analysis and Multi-Axial Criteria," *Advanced Materials Research*, vol. 996, pp. 715-21, / 2014.



- [65] L. C. Lee, L. C. Lim, V. Narayanan, and V. C. Venkatesh, "Quantification of surface damage of tool steels after EDM," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 28, pp. 359-372, 1988/01/01 1988.
- [66] F. Ghanem, N. B. Fredj, H. Sidhom, and C. Braham, "Effects of finishing processes on the fatigue life improvements of electro-machined surfaces of tool steel," *International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, vol. 52, pp. 583-595, 2011.
- [67] F. Ghanem, C. Braham, M. E. Fitzpatrick, and H. Sidhom, "Effect of near-surface residual stress and microstructure modification from machining on the fatigue endurance of a tool steel," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 11, pp. 631-639, 2002.
- [68] ASTM, *Handbook of Comparative World Steel Standards - ASTM DS67B*, Third Edition ed., 2004.
- [69] O. A. Abu Zeid, "On the effect of electrodischarge machining parameters on the fatigue life of AISI D6 tool steel," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 68, pp. 27-32, 6/15/ 1997.
- [70] Y. H. Guu and H. Hocheng, "Improvement of fatigue life of electrical discharge machined AISI D2 tool steel by TiN coating," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 318, pp. 155-162, 11// 2001.
- [71] S. L. Soo, M. T. Antar, D. K. Aspinwall, C. Sage, M. Cuttall, R. Perez, *et al.*, "The effect of Wire Electrical Discharge Machining on the fatigue life of Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo aerospace alloy," *Procedia CIRP*, vol. 6, pp. 215-219, // 2013.
- [72] T. M. Mower, "Degradation of titanium 6Al-4V fatigue strength due to electrical discharge machining," *International Journal of Fatigue*, vol. 64, pp. 84-96, 7// 2014.
- [73] M. O. Lai and S. F. Koh, "Fatigue performance of holes with different finishing processes," *Journal of Materials Processing Technology*, vol. 44, pp. 118-128, 1994.
- [74] M. M. Dhobe, I. K. Chopde, and C. L. Gogte, "Investigations on surface characteristics of heat treated tool steel after wire electro-discharge machining," *Materials and Manufacturing Processes*, vol. 28, pp. 1143-6, / 2013.
- [75] R. Ramsdale. (2016, 23/02/2016). *Tool Steel - Ferrous Metals - Engineer's Handbook*. Available: <http://www.engineershandbook.com/Materials/toolsteel.htm>
- [76] M. M. Matsumoto, "Estudo Sobre a Resistência à Ciclagem Térmica dos Ferros Fundidos de Alto Cromo e do Aço Ferramenta AISI D2," Mestrado em Engenharia Escola Politécnica da Universidade de São Paulo 2011.
- [77] L. Bourithis, G. D. Papadimitriou, and J. Sideris, "Comparison of wear properties of tool steels AISI D2 and O1 with the same hardness," *Tribology International*, vol. 39, pp. 479-489, 6// 2006.
- [78] N. Yasavol and A. Ramalho, "Wear properties of friction stir processed AISI D2 tool steel," *Tribology International*, vol. 91, pp. 177-183, 11// 2015.
- [79] (2016, 24/02/2016). *Ramada - Aços e Indústrias SA: Aços ligados para ferramentas de trabalho a frio*. Available: <http://www.ramada.pt/index.php?cat=41&eb=13>
- [80] Stahlschlüssel, "Stahlschlüssel - Key To Steel," ed, 2004.

- [81] (12/04/2016). *THYRODUR 2379*. Available: [http://www.schmolz-bickenbach.co.za/fileadmin/user\\_upload/SCHULUNG/Sudafrika/Data\\_Sheets/Cold\\_work\\_Steel/thyrodur\\_2379.pdf](http://www.schmolz-bickenbach.co.za/fileadmin/user_upload/SCHULUNG/Sudafrika/Data_Sheets/Cold_work_Steel/thyrodur_2379.pdf)
- [82] T. K. M. Ibérica, "Documentos fornecidos pela Thyssen Krupp Materials Ibérica relativos ao aço AISI D2," ed, 2016.
- [83] (2016, 24/02/2016). *Uddeholm Sverker® 21 - Ramada - Aços e Indústrias SA: Aços ligados para ferramentas de trabalho a frio*. Available: [http://www.ramada.pt/arq/fich/PB\\_Uddeholm\\_sverker\\_21\\_english.pdf](http://www.ramada.pt/arq/fich/PB_Uddeholm_sverker_21_english.pdf)
- [84] L. d. Silva, *Materiais Construção Mecânica I - Faculdade de Engenharia da Universidade do Porto*.
- [85] D. Abrasivos. (18-05-2016). *Catálogos*. Available: <http://www.dragaoabrasivos.pt/catalogos/Rectifica%E7%E3o.pdf>
- [86] K. Fukaura, Y. Yokoyama, D. Yokoi, N. Tsujii, and K. Ono, "Fatigue of cold-work tool steels: Effect of heat treatment and carbide morphology on fatigue crack formation, life, and fracture surface observations," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 35, pp. 1289-1300, 2004.
- [87] P. Technologies, "Abrasive Grinding Paper," ed.
- [88] C. I.-T. Centre. (2010, 20-05-2016). *Ilocut EDM 180*. Available: [http://msdspds.castrol.com/bpglis/FusionPDS.nsf/Files/E9792902C623DDFE802577D6004EAC67/\\$File/BPXE-8B3FET\\_0.pdf](http://msdspds.castrol.com/bpglis/FusionPDS.nsf/Files/E9792902C623DDFE802577D6004EAC67/$File/BPXE-8B3FET_0.pdf)
- [89] C. T. Sindi, M. A. Najafabadi, and S. A. Ebrahimian, "Fracture Toughness Determination of Heat Treated AISI D2 Tool Steel Using AE Technique," *ISIJ International*, vol. 51, pp. 305-312, 2011.
- [90] D. Broek, *Elementary Engineering Fracture Mechanics*: Kluwer Academic Publishers, 1982.
- [91] R. Krueger, "Virtual crack closure technique: History, approach, and applications," *Applied Mechanics Reviews*, vol. 57, pp. 109-143, 2004.
- [92] J. D. R. Marafona, "The Influence of Migrated Materials on Tool Wear Ratio," University of Nottingham, 2002.
- [93] P. J. Ross, *Aplicações das Técnicas Taguchi na Engenharia da Qualidade*, 1988.
- [94] R. K. Roy, *A Primer On The Taguchi Method*, 1990.
- [95] (28/04/2016). Available: <https://www.safaribooksonline.com/library/view/competing-with-high/9781118416495/images/app03ut003.jpg>
- [96] B. Farahmand, G. Bockrath, and J. Glassco, *Fatigue and Fracture Mechanics of High Risk Parts: Application of LEFM and FMDM Theory*: Springer; 1997 edition (January 15, 1997), 1997.
- [97] (08/06/2016). Available: [http://www.utc.fr/~mecagom4/MECAWEB\\_UK/EXEMPLE/FICHES/YOUAF1.htm](http://www.utc.fr/~mecagom4/MECAWEB_UK/EXEMPLE/FICHES/YOUAF1.htm)

## 7 Anexos

### 7.1 Anexo A: Registos Força-Tempo dos Ensaios de Fadiga Realizados com Material Retificado

Neste anexo apresentam-se os gráficos para os vários ensaios realizados, obtidos através do *software* Catman, que relacionam o valor da carga com o tempo de ensaio. Apenas se apresentam os gráficos relativos à primeira e última aquisição para cada ensaio. A azul está representada a carga medida na célula 1 e a laranja na célula 2. De notar que estas forças equivalem à força resultante aplicada no centro do provete. Estes registos foram usados com dois objetivos: calcular as cargas aplicadas nos provetes e com elas as tensões aplicadas e avaliar a eventual propagação de uma fenda por redução da rigidez do ensaio e consequente redução da carga. No entanto, como foi explicado na Secção 4 da presente dissertação, devido às características deste material, muito duro, frágil e baixa tenacidade, quando se inicia uma fenda com dimensões entre 0,1 mm e 1 mm, a rotura é acelerada. Nos gráficos é possível que não se capte o momento final de rotura porque a aquisição é feita de dois em dois minutos, podendo o provete partir durante a fase em que não está a ser feita a aquisição de dados pelo *software*.

### 7.1.1 Provete 50 ( $\Delta\delta = 2.1$ mm)

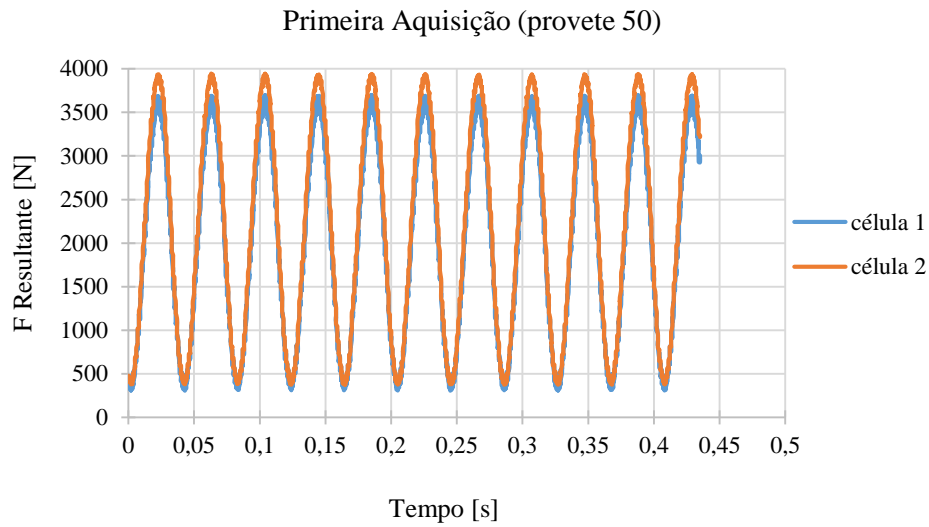


Figura A 1: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 50 e um deslocamento imposto de 2.1 mm.

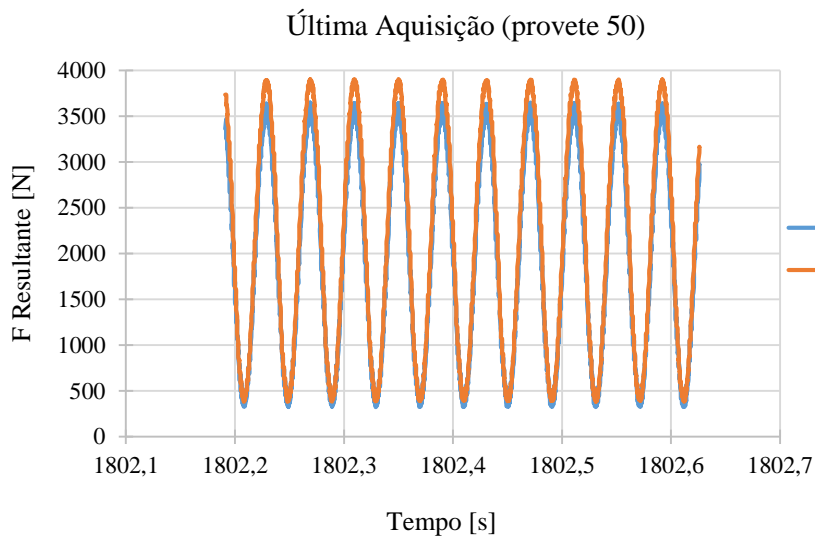


Figura A 2: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 50 e um deslocamento imposto de 2.1 mm.

### 7.1.1 Provete 20 ( $\Delta\delta = 1.8$ mm)

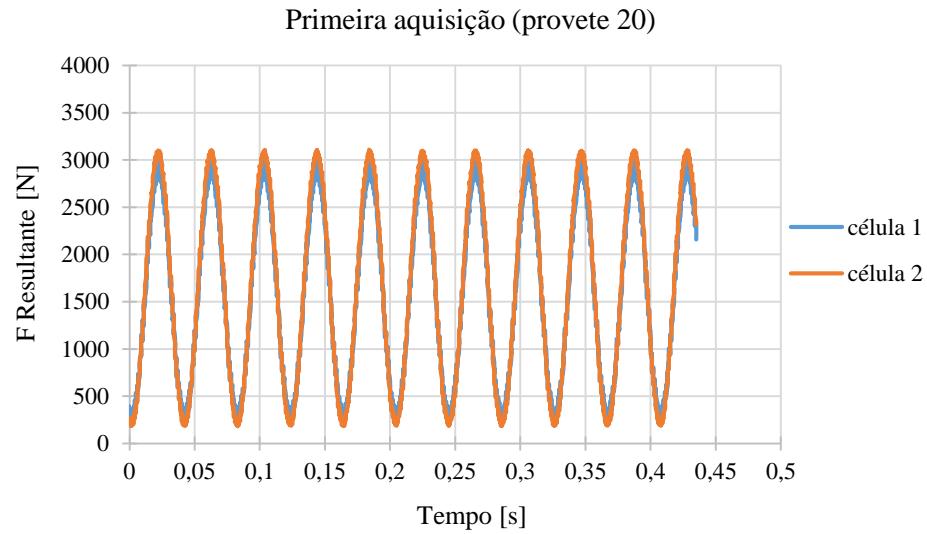


Figura A 3: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 20 e um deslocamento imposto de 1.8 mm.

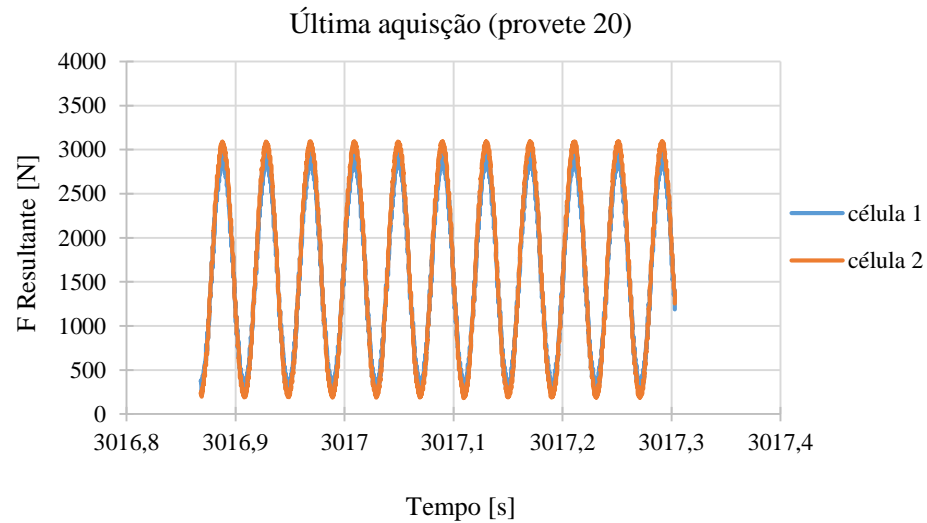


Figura A 4: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 20 e um deslocamento imposto de 1.8 mm.

### 7.1.1 Provete 16 ( $\Delta\delta= 1.4$ mm)

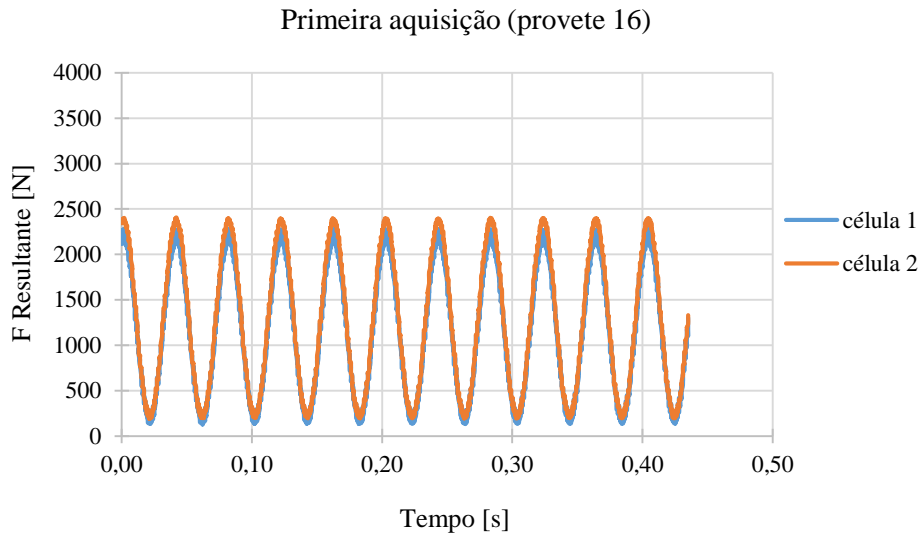


Figura A 5: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 16 e um deslocamento imposto de 1.4 mm.

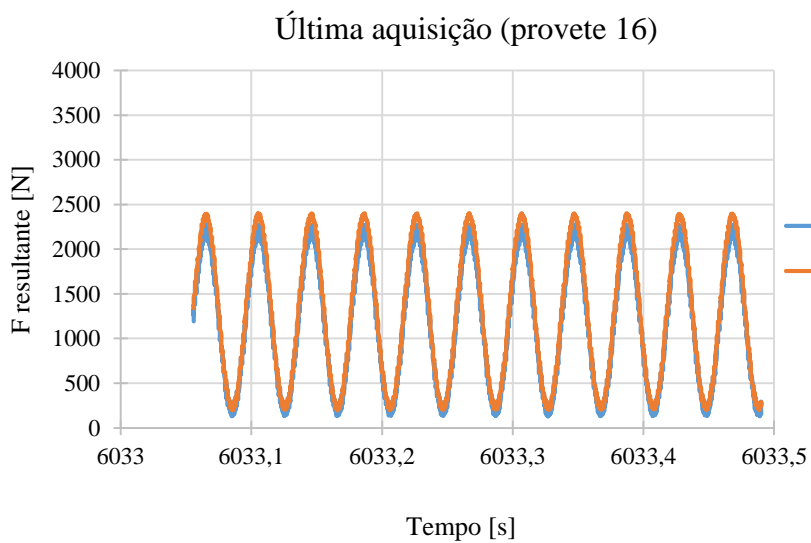


Figura A 6: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 16 e um deslocamento imposto de 1.4 mm.

### 7.1.2 Provete 39 ( $\Delta\delta=1.1$ mm)

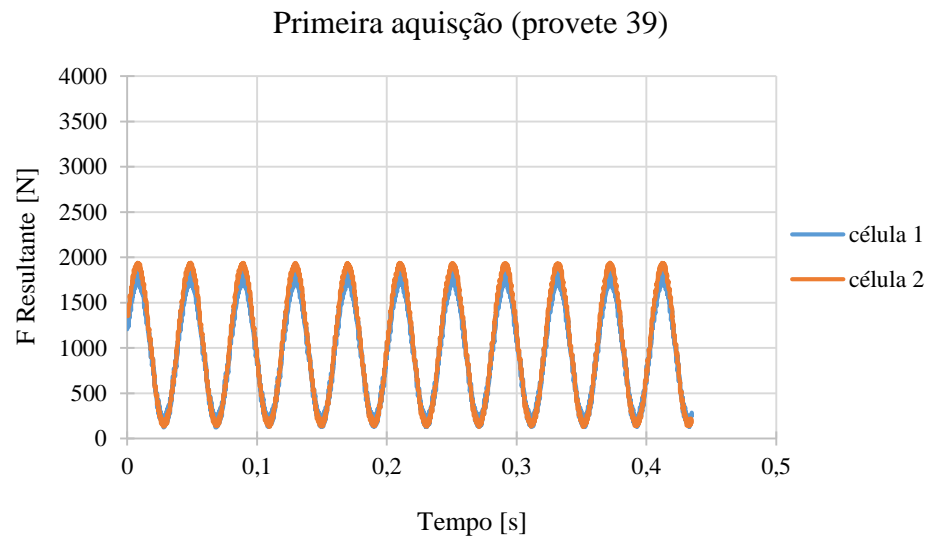


Figura A 7: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 39 e um deslocamento imposto de 1.1 mm.

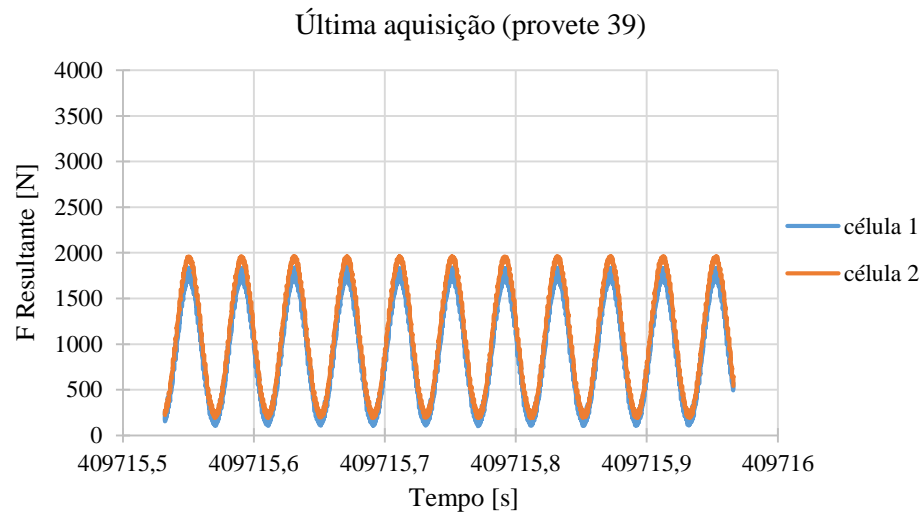


Figura A 8: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 39 e um deslocamento imposto de 1.1 mm.

## 7.2 Anexo B: Registos Força-Tempo dos Ensaios de Fadiga Realizados com Material Eletroerodido (Parâmetros A)

Neste anexo, são apresentados, mais uma vez os gráficos obtidos com o *software* Catman, mas neste caso para o material maquinado pelo processo de eletroerosão utilizando os parâmetros A. Apenas se apresentam os gráficos relativos à primeira e última aquisição para cada ensaio, tal como foi explicado no Anexo A.

### 7.2.1 Provete 32 ( $\Delta\delta = 1.8$ mm)

Primeira aquisição (provete 32)

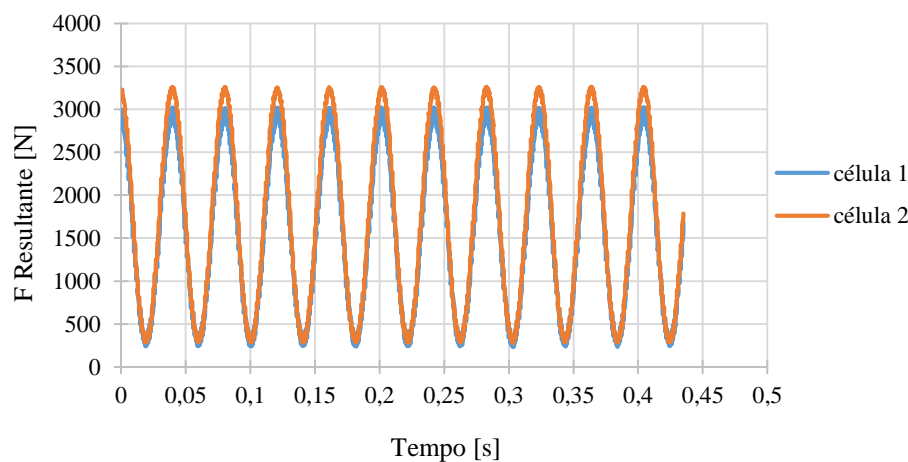


Figura B 1: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 32 e um deslocamento imposto de 1.8 mm.

Última aquisição (provete 32)

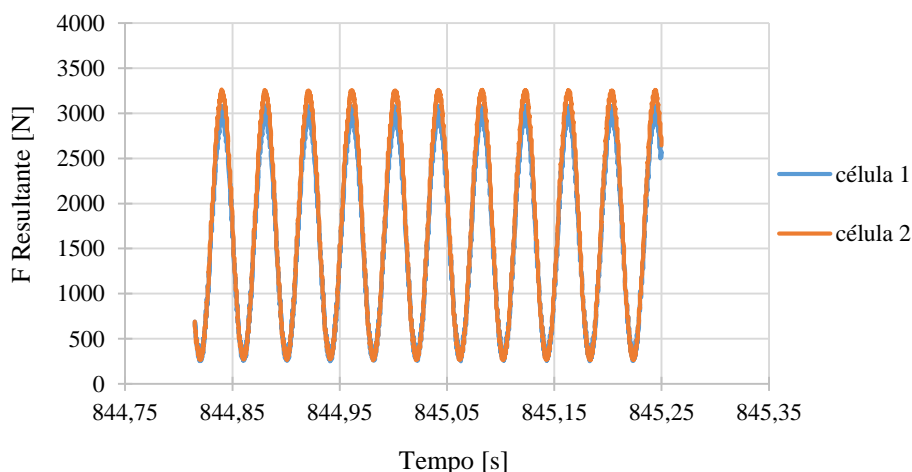


Figura B 2: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 32 e um deslocamento imposto de 1.8 mm.



### 7.2.2 Provete 42 ( $\Delta\delta= 1.42$ mm)

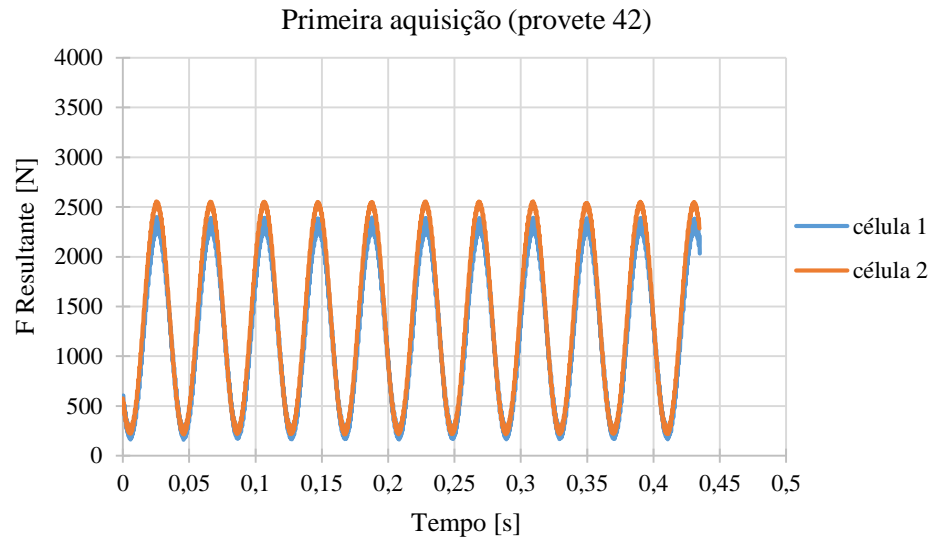


Figura B 3: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 42 e um deslocamento imposto de 1.42 mm.

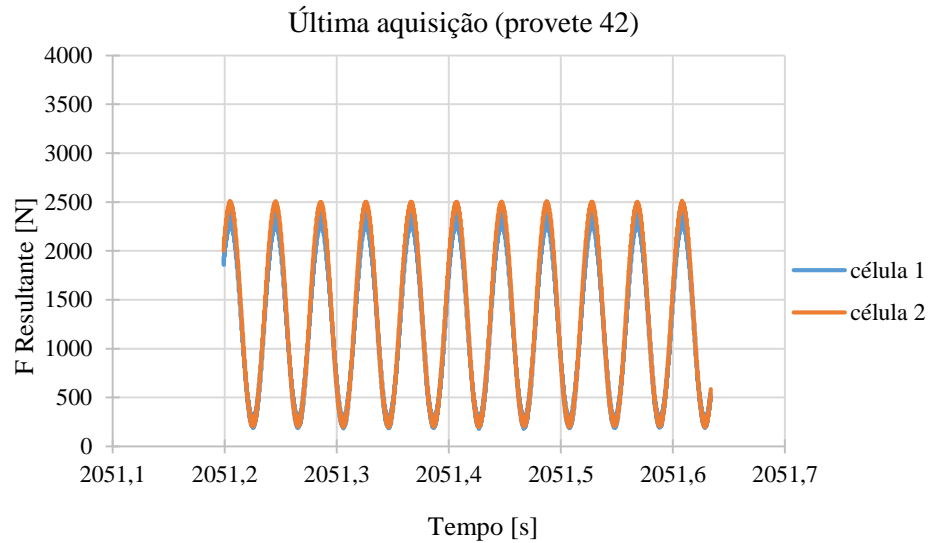


Figura B 4: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 42 e um deslocamento imposto de 1.42 mm.

### 7.2.3 Provete 2 ( $\Delta\delta = 1 \text{ mm}$ )

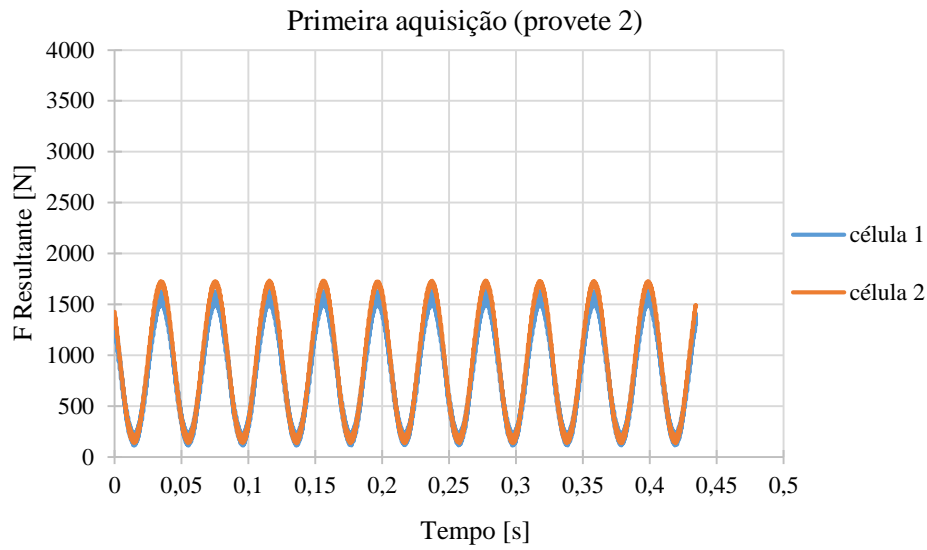


Figura B 5: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 2 e um deslocamento imposto de 1 mm.

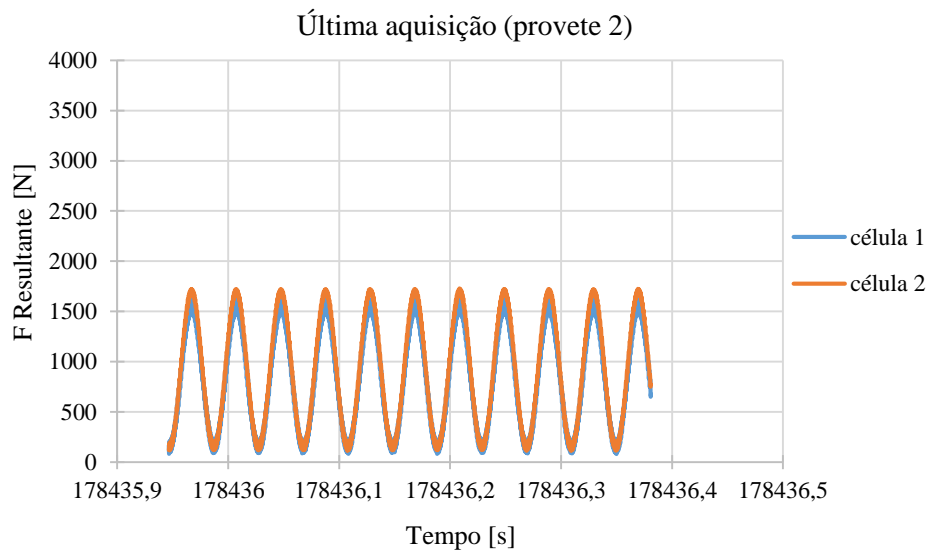


Figura B 6: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 2 e um deslocamento imposto de 1 mm.

#### 7.2.4 Provete 2\* ( $\Delta\delta= 1.2$ mm)

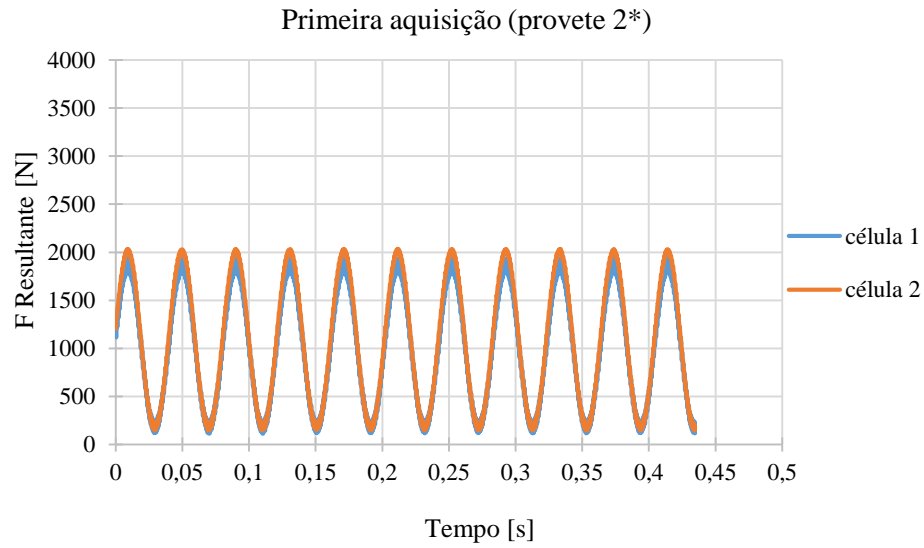


Figura B 7: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 2\* e um deslocamento imposto de 1.2 mm.

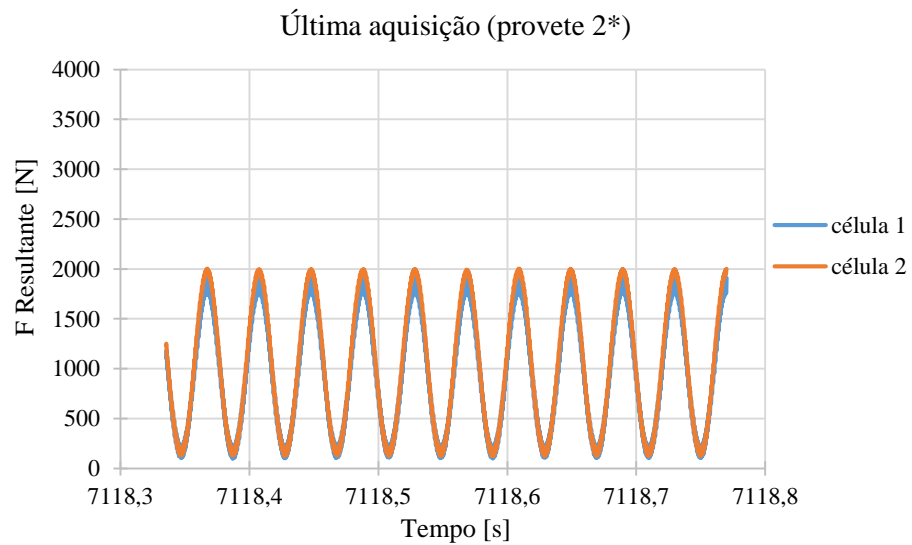


Figura B 8: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 2\* e um deslocamento imposto de 1.2 mm.

### 7.3 Anexo C: Registos Força-Tempo dos Ensaios de Fadiga Realizados com Material Eletroerodido (Parâmetros B)

No presente anexo, à semelhança do realizado para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros A, apresentam-se agora, os gráficos obtidos com o *software* Catman, para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros B.

#### 7.3.1 Provette 41 ( $\Delta\delta = 1.5$ mm)

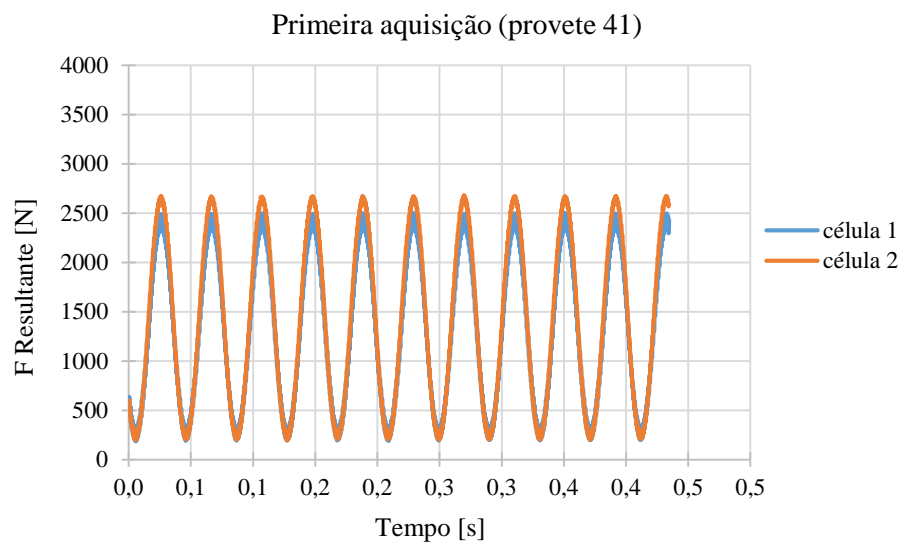


Figura C 1: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 41 e um deslocamento imposto de 1.5 mm.

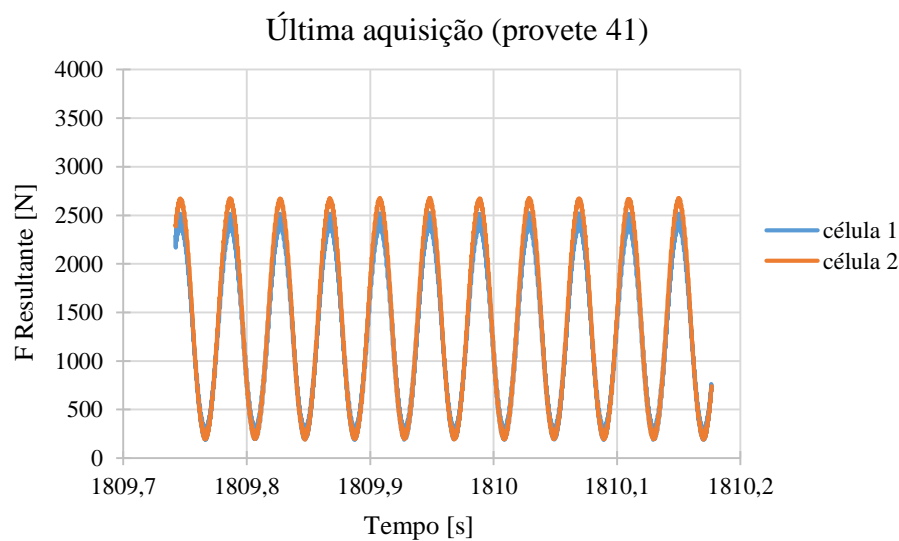


Figura C 2: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 41 e um deslocamento imposto de 1.5 mm.

### 7.3.2 Provete 43 ( $\Delta\delta = 1.2$ mm)

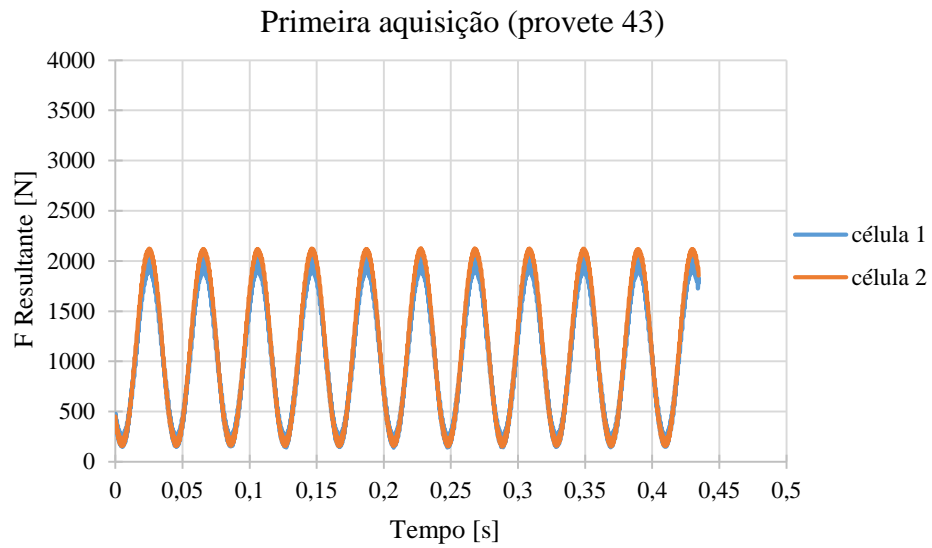


Figura C 3: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 43 e um deslocamento imposto de 1.2 mm.

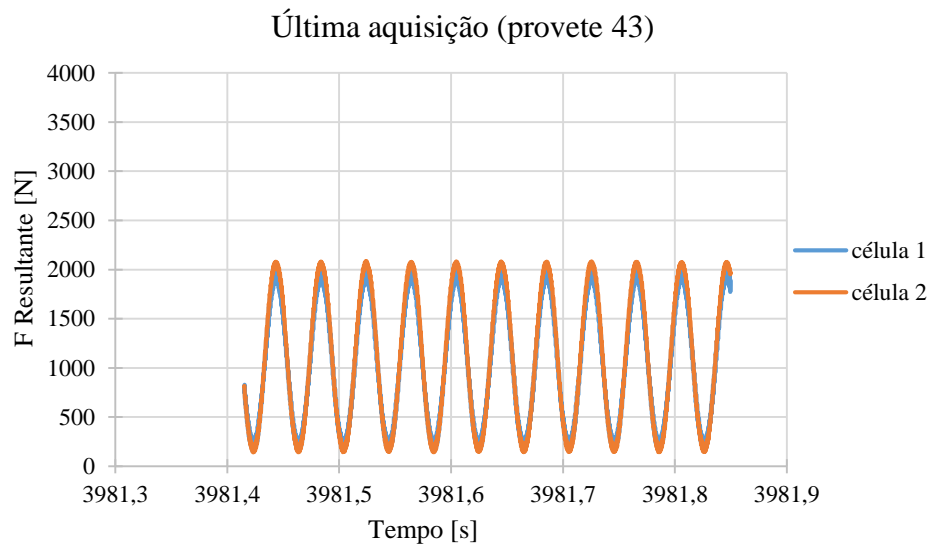


Figura C 4: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 43 e um deslocamento imposto de 1.2 mm.

### 7.3.3 Provete 4 ( $\Delta\delta=1\text{ mm}$ )

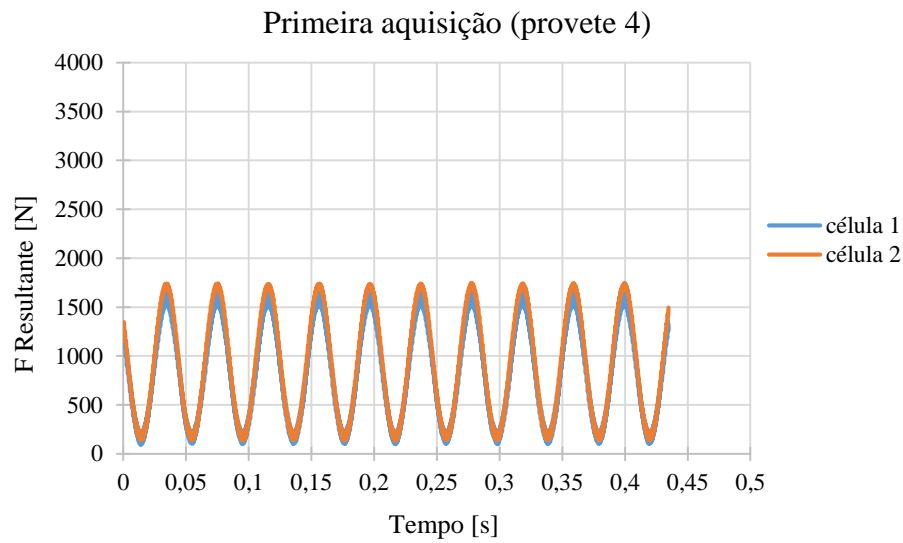


Figura C 5: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a primeira aquisição de dados do provete 4 e um deslocamento imposto de 1 mm.

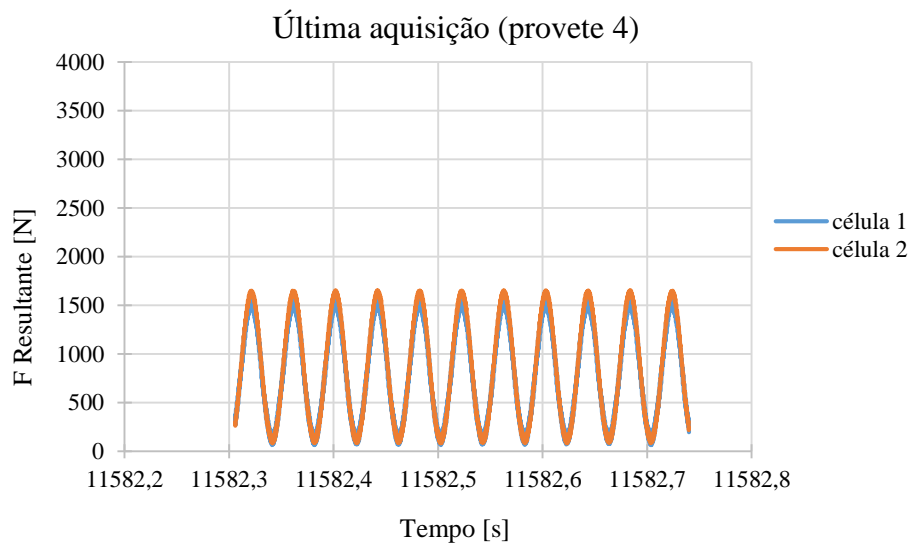


Figura C 6: Relação entre a força resultante aplicada ao provete e o tempo de duração do ensaio para a última aquisição de dados do provete 4 e um deslocamento imposto de 1 mm.

## 7.4 Anexo D: Rugosidades dos Provetes Retificados

Neste anexo, são apresentadas todas as medições de rugosidades realizadas para os provetes retificados em que Rz é a média das rugosidades máximas, ou seja, a média aritmética das alturas máximas medidas em cinco comprimentos de base consecutivos; Ra é a média aritmética dos valores absolutos de um comprimento de base ( $L_t=4.8$  mm); Rmáx é a maior das alturas máximas de perfil verificadas no interior do comprimento de avaliação ( $L_c=0.80$  mm). De notar que por vezes foram retiradas entre uma a duas medições quando os valores eram muito dispersos dos restantes.

Tabela D 1: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 26.

Direção A					Direção B			
Proвете 26		Rmáx [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]		Rmáx [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
	1	0,58	0,46	0,06	1	0,44	0,29	0,03
	2	0,52	0,47	0,06	2	0,4	0,31	0,04
	3	0,71	0,52	0,06	3	0,29	0,25	0,03
	4	0,94	0,77	0,1	4	0,66	0,37	0,04
	5	1,06	0,86	0,12	5	0,59	0,31	0,03
	6	0,69	0,55	0,06	6	0,25	0,21	0,03
	7	1,07	0,51	0,05	7	0,42	0,36	0,06
	<b>Média</b>	0,796	0,591	0,073	<b>Média</b>	0,436	0,300	0,037

Tabela D 2: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 50.

Direção A					Direção B			
Proвете 50		Rmáx [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]		Rmáx [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
	1	3,96	3,27	0,41	1	2,91	1,18	0,18
	2	3,6	2,87	0,38	2	2,15	1,31	0,23
	3	3,4	2,89	0,44	3	1,18	0,92	0,17
	4	3,15	2,48	0,37	4	1,17	0,73	0,15
	5	3,44	2,8	0,4	5	0,75	0,54	0,09
	6	4,61	3,66	0,52	6	1,52	0,95	0,2
	7	4,48	3,22	0,44	7	1,01	0,81	0,12
	<b>Média</b>	3,806	3,027	0,423	<b>Média</b>	1,527	0,920	0,163

Tabela D 3: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 40.

Direção A					Direção B			
Provete 40		R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]		R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
	1	1.59	1.24	0.16	1	1.43	0.87	0.14
	2	3.82	3.33	0.53	2	1.59	1.11	0.17
	3	4	2.93	0.37	3	1.88	1.24	0.25
	4	3.72	2.81	0.39	4	1.65	1.19	0.23
	5	3.88	3.26	0.44	5	1.35	0.82	0.13
	6	4.82	2.78	0.4	6	1.93	1.05	0.18
	<b>Média</b>	3.638	2.725	0.382	<b>Média</b>	1.638	1.047	0.183

Tabela D 4: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 16.

Direção A					Direção B			
Provete 16		R <sub>m</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]		R <sub>m</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
	1	1,2	1,05	0,14	1	0,85	0,73	0,11
	2	1,27	1,05	0,13	2	0,57	0,49	0,09
	3	1,56	1,14	0,13	3	0,55	0,38	0,05
	4	1,41	1,05	0,13	4	0,65	0,48	0,07
	5	1,72	1,43	0,17	5	1,01	0,65	0,08
	6	1,76	1,19	0,13	6	1,6	0,67	0,08
	7	2	1,53	0,16	7	0,36	0,33	0,05
	<b>Média</b>	1,560	1,206	0,141	<b>Média</b>	0,799	0,533	0,076



Tabela D 5: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 8.

Direção A					Direção B			
Provete 8		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
	1	1,35	0,88	0,1	1	0,55	0,46	0,07
	2	1,58	1,01	0,11	2	0,57	0,43	0,06
	3	1,27	1,01	0,12	3	0,69	0,5	0,09
	4	1,36	0,99	0,14	4	0,95	0,5	0,06
	5	1,28	1,1	0,14	5	0,54	0,39	0,07
	6	1,26	1	0,15	6	0,49	0,33	0,05
	7	1,73	1,26	0,18	7	0,49	0,37	0,06
	<b>Média</b>	1,404	1,036	0,134	<b>Média</b>	0,611	0,426	0,066

Tabela D 6: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 20.

Direção A					Direção B			
Provete 20		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
	1	1,23	1,13	0,15	1	0,86	0,64	0,11
	2	1,21	1,14	0,15	2	0,5	0,36	0,05
	3	2,02	1,51	0,17	3	0,51	0,43	0,07
	4	1,32	1,1	0,15	4	0,5	0,43	0,07
	5	1,42	1,26	0,17	5	0,88	0,69	0,1
	6	1,39	1,23	0,16	6	0,5	0,39	0,06
	7	1,91	1,39	0,16	7	0,54	0,44	0,06
	<b>Média</b>	1,500	1,251	0,159	<b>Média</b>	0,613	0,483	0,074

Tabela D 7: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 30.

Direção A					Direção B			
Provete 39		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
	1	1,75	1,46	0,16	1	2,51	1,13	0,21
	2	3,83	2,35	0,25	2	1,84	1,19	0,17
	3	2,45	2,05	0,24	3	3,95	2,13	0,36
	4	3,58	2,54	0,36	4	2,78	1,45	0,31
	5	9,81	6	0,68	5	4,02	1,39	0,26
	6	11,69	7,04	0,86	6	1,8	1	0,22
	7	9,54	5,57	0,76	7	0,82	0,59	0,1
	<b>Média</b>	6,093	3,859	0,473	<b>Média</b>	2,531	1,269	0,233

Tabela D 8: Medições de rugosidades nas direções A e B para o provete retificado 1.

Direção A					Direção B			
Provete 1		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]		Rm [ $\mu\text{m}$ ]	Rz [ $\mu\text{m}$ ]	Ra [ $\mu\text{m}$ ]
	1	1,57	1,29	0,17	1	0,39	0,36	0,05
	2	1,3	1,09	0,15	2	0,53	0,43	0,07
	3	1,39	1,2	0,14	3	0,94	0,53	0,08
	4	2,01	1,58	0,17	4	0,79	0,59	0,11
	5	1,45	1,13	0,14	5	1,47	0,96	0,13
	6	1,65	1,29	0,15	6	0,86	0,67	0,12
	7	1,25	1,15	0,17	7	0,63	0,49	0,06
	<b>Média</b>	1,517	1,247	0,156	<b>Média</b>	0,801	0,576	0,089

## 7.5 Anexo E: Relatórios Obtidos com o *Software* ProFatigue para Identificação dos Campos P-S-N - Material Retificado

Neste anexo são apresentados os gráficos obtidos com o *software* ProFatigue para o modelo de Weibull, utilizando um total de 50 interações, para os provetes retificados. Na Figura E 1 é apresentado o gráfico com os dados iniciais, ou seja, os pontos experimentais.

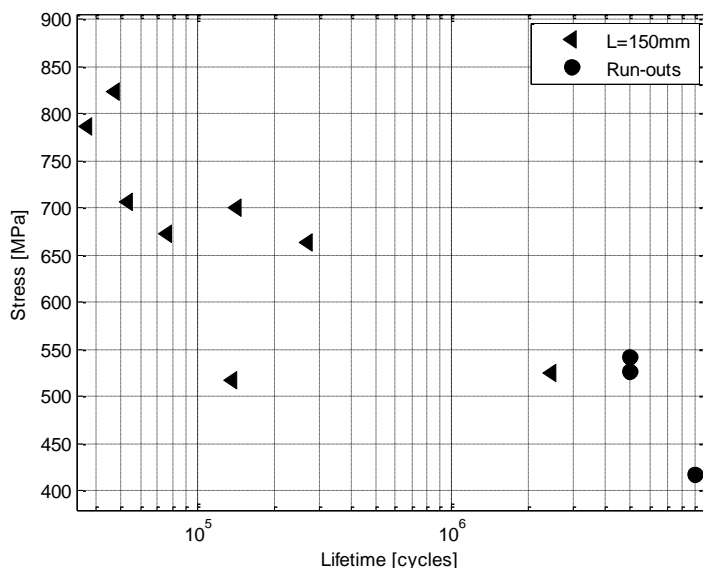


Figura E 1: Gráfico com os valores experimentais dos ensaios de fadiga, obtido com o *software* ProFatigue.

Uma vez que o processo para encontrar as constantes do modelo de Weibull é um processo iterativo, apresenta-se na Figura E 2 (a) o gráfico deste processo que relaciona o valor de cada parâmetro para cada uma das iterações realizadas. O processo de iteração utiliza o método dos mínimos quadrados e o método da máxima verossemelhança. Na Figura E 2 (b) é apresentado o gráfico que demonstra a evolução do erro em função do número de iterações realizadas. Verifica-se que em ambos os gráficos, as curvas convergem para um determinado valor no qual tendem a estabilizar.

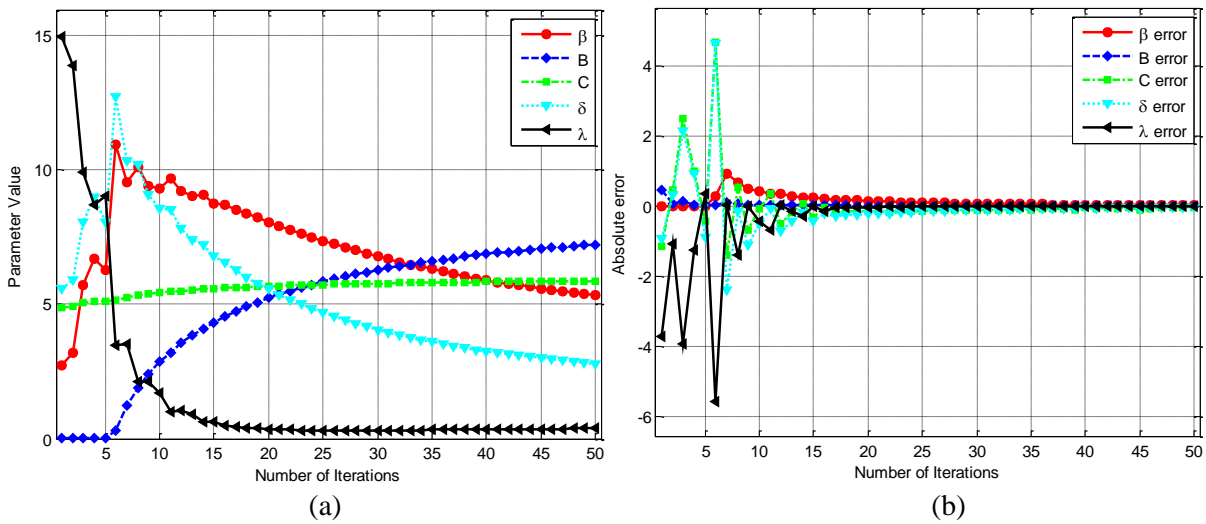


Figura E 2: Gráficos do processo iterativo obtidos com o *software* ProFatigue: (a) relação entre os parâmetros de Weibull e o número de iterações; (b): relação entre o erro e o número de iterações.

Na Figura E 3 apresenta-se a curva S-N com uma probabilidade de rotura de 50%, para os dados obtidos experimentalmente, assim como as respectivas assintotas.

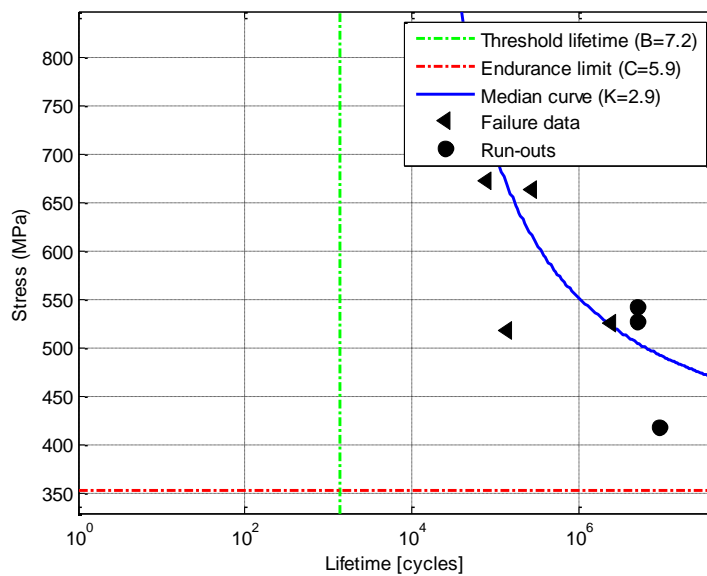


Figura E 3: Curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50% para os dados experimentais, obtida com o *software* ProFatigue.

Na Figura E 4 é apresentado o campo S-N probabilístico tendo em conta o modelo de Weibull, assim como as respectivas assintotas vertical e horizontal correspondentes aos valores das constantes B e C, respetivamente, para uma probabilidade de rotura de 0%.

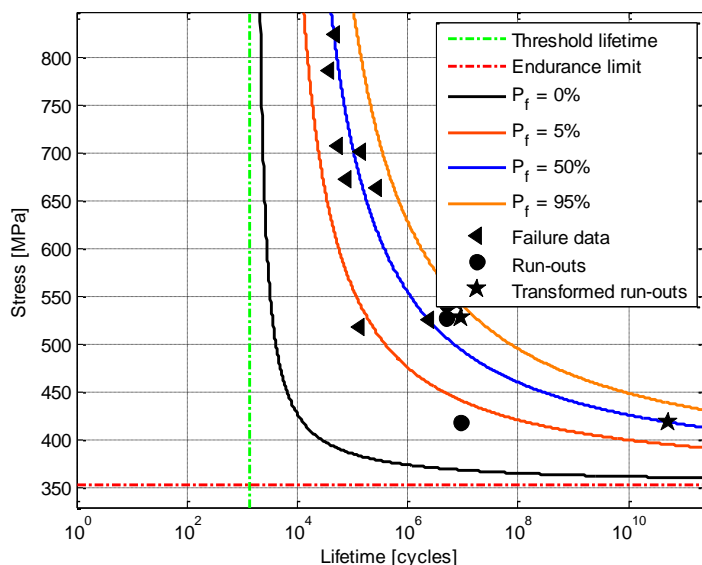


Figura E 4: Campo S-N probabilístico de acordo com o modelo de Weibull, obtida com o *software* ProFatigue.

Na Figura E 5 apresentam-se dois gráficos que traduzem a qualidade do ajuste do campo P-S-N aos resultados experimentais, isto é, se os dados estiveram sobre a reta em (a) e a curva em (b) então significa que foi realizada uma boa aproximação. A variável normalizada V segue a distribuição de Weibull e combina o número de ciclos com a gama de tensão.

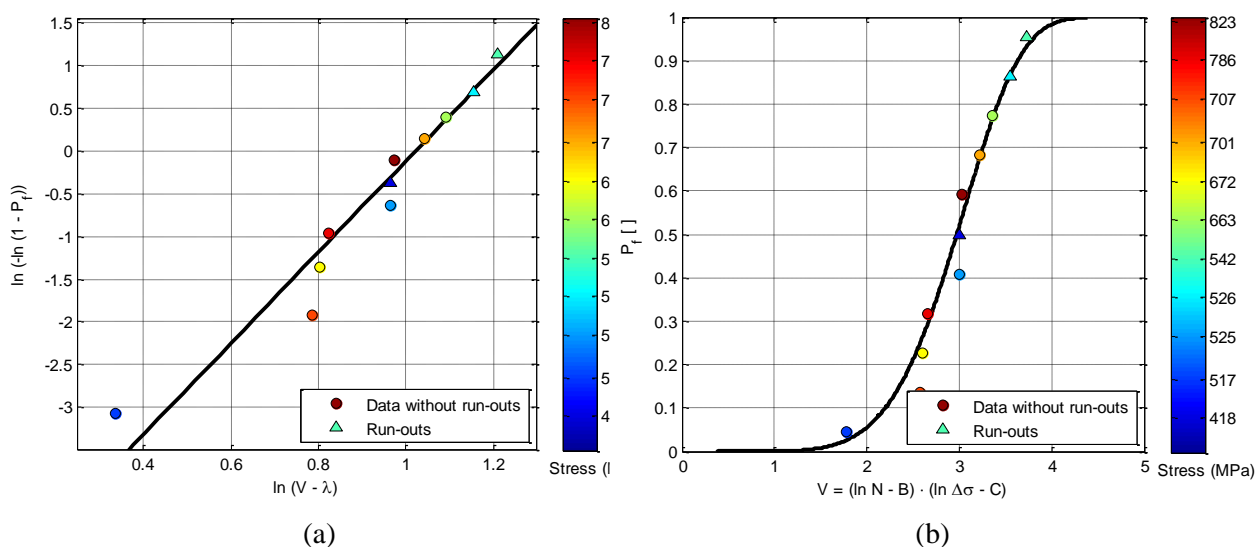


Figura E 5: Gráficos obtidos com o *software* ProFatigue que traduzem a qualidade do ajuste.

## 7.6 Anexo F: Rugosidades dos Provete Maquinados por Eletroerosão -Parâmetros A e parâmetros correspondentes à linha 1 e 8 do método de Taguchi

À semelhança do realizado para os provetes retificados, apresentam-se, no presente anexo, todas as medições de rugosidades realizadas para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros A, à exceção dos provetes 34 e 49 que foram maquinados utilizando os parâmetros correspondentes às linhas 1 e 8 do método de Taguchi, respetivamente. Mais uma vez a notação é a mesma utilizada e referida no Anexo D e, à semelhança do que foi realizado, podem ser retiradas uma ou duas medições quando os valores são muito dispersos dos restantes.

Tabela F 1: Medições de rugosidades para os provetes 32 e 27 maquinados por eletroerosão.

Provete 32	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]	Provete 27	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	10,42	7,89	1,3	1	8,76	7,46	1,2
2	9,48	7,88	1,29	2	9,72	7,95	1,45
3	9,36	7,53	1,31	3	8,41	7,51	1,38
4	9,81	7,79	1,4	4	10,88	8,76	1,31
5	10,46	8,85	1,53	5	12	9,55	1,58
6	5,95	5,21	0,9	6	10,1	8,36	1,35
7	7,96	6,43	1,04	7	10,05	8,83	1,42
<b>Média</b>	9,063	7,369	1,253	<b>Média</b>	9,989	8,346	1,384

Tabela F 2: Medições de rugosidades para os provetes 42 e 45 maquinados por eletroerosão.

Provete 42	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]	Provete 45	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	7,64	6,57	1,23	1	8,36	6,95	1,3
2	9,45	7,23	1,17	2	8,12	7,05	1,27
3	9,23	7,79	1,24	3	8,2	7,94	1,48
4	9,42	7,96	1,49	4	9,37	8,44	1,43
5	8,62	7,34	1,42	5	9,78	8,61	1,42
6	9,52	7,82	1,38	6	8,62	7,37	1,19
<b>Média</b>	8,98	7,452	1,322	<b>Média</b>	8,742	7,727	1,348

Tabela F 3: Medições de rugosidades para os provetes 29 e 2 maquinados por eletroerosão.

Proвете 29	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]	Proвете 2	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	8,91	7,74	1,17	1	13,56	9,14	1,44
2	8,85	7,42	1,42	2	9,25	7,56	1,27
3	11,86	9,35	1,63	3	10,71	7,31	1,3
4	9,49	8,11	1,37	4	11,27	8,8	1,5
5	10,53	7,8	1,32	5	12,11	9,44	1,64
6	9,1	7,08	1,19	6	10,87	8,51	1,52
7	11,78	8,54	1,32	7	8,76	6,63	1,33
<b>Média</b>	10,074	8,006	1,346	<b>Média</b>	10,933	8,199	1,429

Tabela F 4: Medições de rugosidades para o provete 7 maquinado por eletroerosão.

Proвете 7	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	10,61	8,8	1,41
2	12,36	9,9	1,61
3	10,51	8,54	1,48
4	9,38	8,2	1,59
5	10,69	8,41	1,39
6	9,79	7,74	1,48
7	8,59	7,62	1,37
<b>Média</b>	10,276	8,459	1,476

Tabela F 5: Medições de rugosidades para os provetes 34 e 49 maquinados por eletroerosão.

Proвете 34	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]	Proвете 49	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	10,64	8,38	1,37	1	9,52	7,57	1,37
2	8,95	7,55	1,21	2	8,94	7,55	1,42
3	9,53	8,56	1,37	3	10,19	8,14	1,5
4	11,15	9,4	1,79	4	10,5	8,23	1,53
5	10,42	9,4	1,63	5	10,92	8,4	1,63
6	9,01	7,12	1,35	6	10,14	8,27	1,48
7	11,34	9,38	1,74	7	8,06	7,35	1,36
<b>Média</b>	10,149	8,541	1,494	<b>Média</b>	9,753	7,93	1,47

## 7.7 Anexo G: Rugosidades dos Provetes Maquinados por Eletroerosão -Parâmetros B

Neste anexo, mais uma vez são apresentadas todas as medições de rugosidades realizadas para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros B, em que a notação é a mesma utilizada e referida no Anexo D.

Tabela G 1: Medições de rugosidades para os provetes 43 e 48 maquinados por eletroerosão.

Provette 43	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	14,56	13,44	2,46
2	13,56	11,8	2,19
3	14,02	10,31	1,95
4	15,02	11,62	2,18
5	13,92	11,35	2,21
6	14,7	11,86	2,26
<b>Média</b>	14,297	11,730	2,208

Provette 48	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	15,03	13,55	2,41
2	19,02	14,77	2,46
3	13,87	12,44	2,06
4	19,68	14,97	2,8
5	15,1	12,21	2,22
6	19,54	14,76	2,77
7	15,89	13,08	2,37
<b>Média</b>	16,876	13,683	2,441

Tabela G 2: Medições de rugosidades para os provetes 11 e 4 maquinados por eletroerosão.

Provette 11	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	19,79	12,41	2,54
2	15,68	13,81	2,73
3	18,11	14,95	2,69
4	18,22	12,73	2,29
5	16,84	15,99	2,88
6	20,88	16,97	3,06
7	17,2	13,2	2,27
<b>Média</b>	18,103	14,294	2,637

Provette 4	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	15,44	12,49	2,5
2	19,31	14,64	2,52
3	19,51	15,31	2,91
4	16,57	12,76	2,26
5	15,13	14,14	2,91
6	19,03	13,57	2,46
7	17,77	13,87	2,3
<b>Média</b>	17,537	13,825	2,551



Tabela G 3: Medições de rugosidades para os provetes 17 e 44 maquinados por eletroerosão.

Proвете 17	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	12,93	11,06	1,99
2	16	10,89	1,95
3	16,14	12,34	2,17
4	15,12	13,35	2,67
5	12,78	11,31	2,15
6	14,35	11,39	2,03
7	15,15	12,52	2,61
<b>Média</b>	14,639	11,837	2,224

Proвете 44	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	16,68	13,93	2,49
2	15,73	12,93	2,43
3	15,84	13,2	2,49
4	16,1	13,9	2,46
5	14,44	12,64	2,07
6	15,07	14,09	2,61
7	15,99	11,52	2,17
<b>Média</b>	15,693	13,172	2,389

Tabela G 4: Medições de rugosidades para os provetes 41 e 36 maquinados por eletroerosão.

Proвете 41	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	16,09	11,23	2,17
2	15,71	12,59	1,97
3	15,87	14,17	2,58
4	15,27	10,93	2,01
5	16,06	12,05	2,28
6	16,39	13,64	2,55
7	14,21	11,68	2,21
<b>Média</b>	15,657	12,327	2,253

Proвете 36	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	12,41	9,53	1,8
2	14,11	12,68	2,38
3	17,62	12,29	2,46
4	14,35	12,15	2,35
5	12,63	10,07	2,07
6	15,55	11,76	2,21
7	17,05	14,88	2,68
<b>Média</b>	14,817	11,909	2,279

Tabela G 5: Medições de rugosidades para os provetes 10 e 15 maquinados por eletroerosão.

Provete 10	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	14,14	12,24	2,12
2	13,28	10,41	1,91
3	15,16	11,9	2,3
4	15,86	13,93	2,72
5	16,16	13,14	2,31
6	14,57	12,8	2,42
7	13,47	10,92	2,08
<b>Média</b>	14,663	12,19143	2,265714

Provete 15	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	17,28	13,88	2,58
2	18,04	16,04	2,92
3	20,96	13,13	2,33
4	19,14	14,38	2,4
5	15,37	13,87	2,6
6	15,78	13,26	2,84
7	16,11	13,5	2,34
<b>Média</b>	17,526	14,009	2,573

Tabela G 6: Medições de rugosidades para os provetes 9 e 31 maquinados por eletroerosão.

Provete 9	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	15,74	12,68	2,16
2	18,11	12,71	2,24
3	16,44	13,6	2,4
4	14,08	12,7	2,24
5	16,24	13,96	2,3
6	17,45	14,06	2,4
7	18,48	14,03	2,3
<b>Média</b>	16,649	13,391	2,291

Provete 31	R <sub>máx</sub> [μm]	R <sub>z</sub> [μm]	R <sub>a</sub> [μm]
1	18,27	15,14	2,63
2	15,15	13,41	2,49
3	16,58	14,41	2,49
4	18,1	14,61	2,28
5	17,63	15,23	2,83
6	16,29	14,16	2,52
7	15,43	12,97	2,03
<b>Média</b>	16,779	14,276	2,467

## 7.8 Anexo H: Relatórios Obtidos com o *Software* ProFatigue para Identificação dos Campos P-S-N - Parâmetros A

Neste anexo, à semelhança do que foi realizado para o material retificado, são apresentados os gráficos obtidos com o *software* ProFatigue para o modelo de Weibull, utilizando um total de 8 interações, para os provetes maquinados por eletroerosão utilizando os parâmetros A. Todos os gráficos aqui apresentados foram explicados no Anexo E. Na Figura H 1 é apresentado o gráfico com os pontos experimentais.

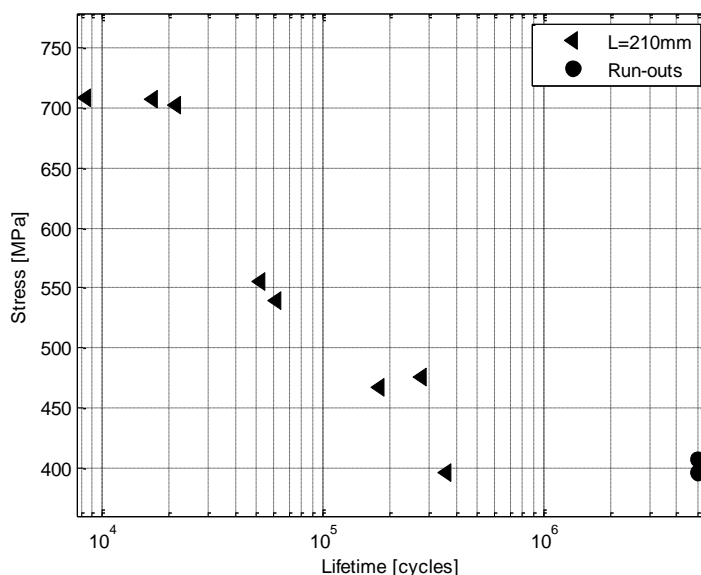


Figura H 1: Gráfico com os valores experimentais dos ensaios de fadiga, obtido com o *software* ProFatigue.

Na Figura H 2 (a) está representado o gráfico do processo iterativo do modelo de Weibull, que relaciona o valor de cada parâmetro para cada uma das iterações realizadas. Na Figura H 2 (b) é apresentado o gráfico que demonstra a evolução do erro em função do número de iterações realizadas.

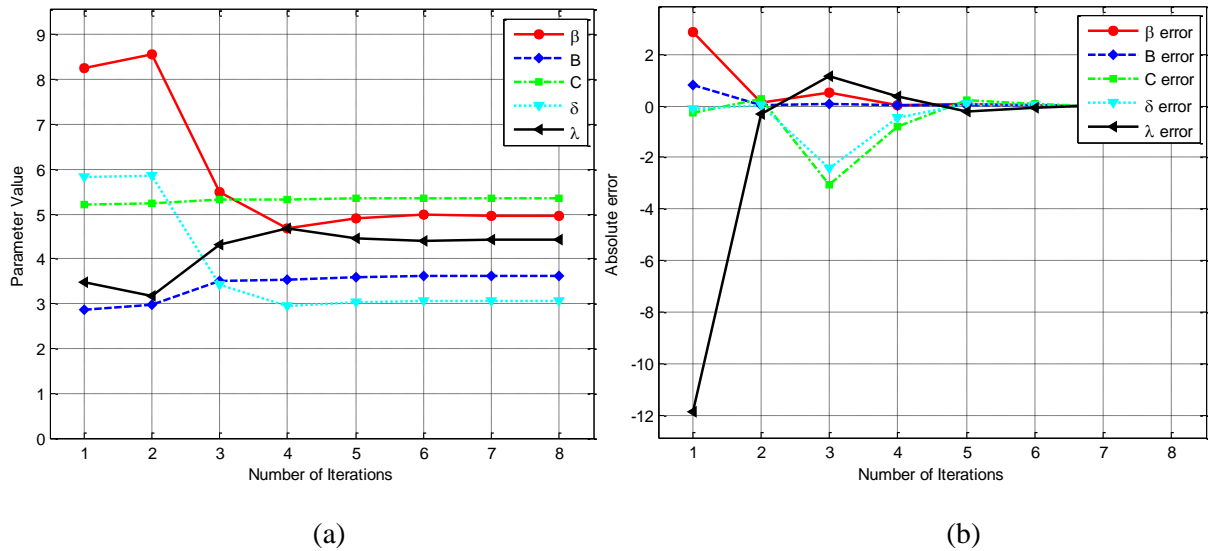


Figura H 2: Gráficos do processo iterativo obtidos com o *software* ProFatigue: (a) relação entre os parâmetros de Weibull e o número de iterações; (b) relação entre o erro e o número de iterações.

Na Figura H 3 apresenta-se a curva S-N com uma probabilidade de rotura de 50%, para os dados obtidos experimentalmente, assim como as respectivas assintotas.

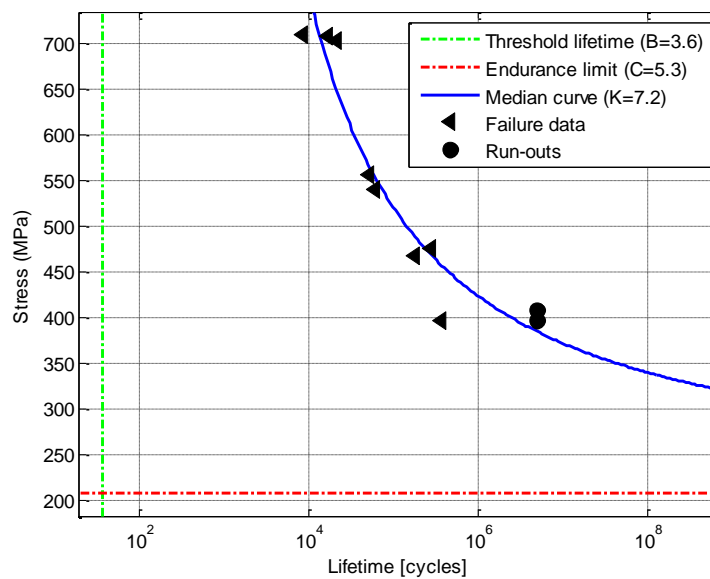


Figura H 3: Curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50% para os dados experimentais, obtida com o *software* ProFatigue.

Na Figura H 4 é apresentada o campo S-N probabilístico tendo em conta o modelo de Weibull, assim como as respectivas assintotas vertical e horizontal correspondentes aos valores das constantes B e C, respetivamente, para uma probabilidade de rotura de 0%.

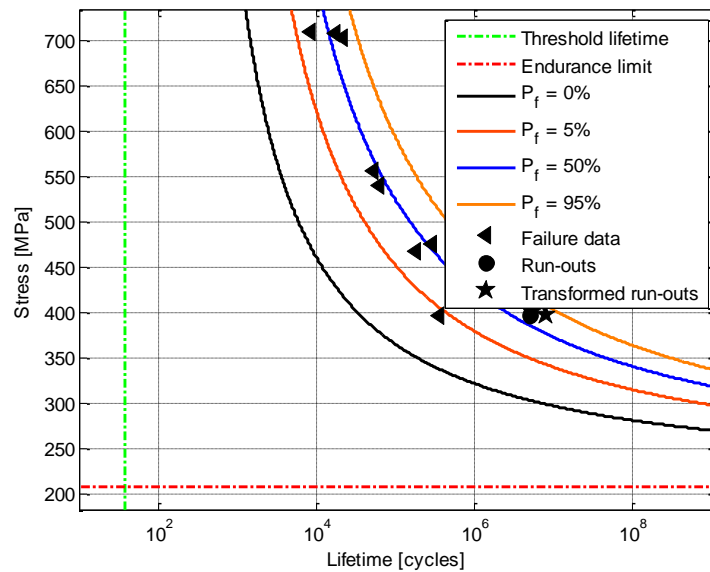


Figura H 4: Campo S-N probabilístico de acordo com o modelo de Weibull, obtida com o *software* ProFatigue.

Na Figura H 5 apresentam-se dois gráficos que traduzem a qualidade do ajuste.

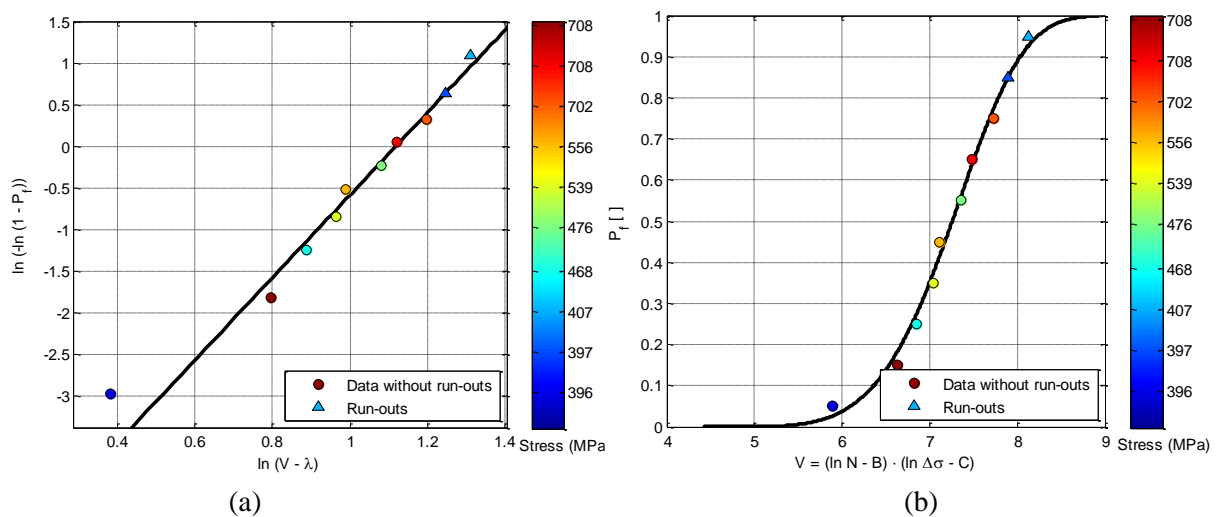


Figura H 5: Gráficos obtido com o *software* ProFatigue que traduzem a qualidade do ajuste.

## 7.9 Anexo I: Relatórios Obtidos com o *Software* ProFatigue para Identificação dos Campos P-S-N - Parâmetros B

Neste anexo, à semelhança do que foi realizado para o material maquinado utilizando os parâmetros A, são apresentados os gráficos obtidos com o *software* ProFatigue para o modelo de Weibull, utilizando um total de 8 interações, para os provetes eletroerodidos utilizando os parâmetros B. Todos os gráficos aqui apresentados foram explicados no Anexo E. Na Figura I 1 é apresentado o gráfico com os dados iniciais, ou seja, os pontos experimentais.

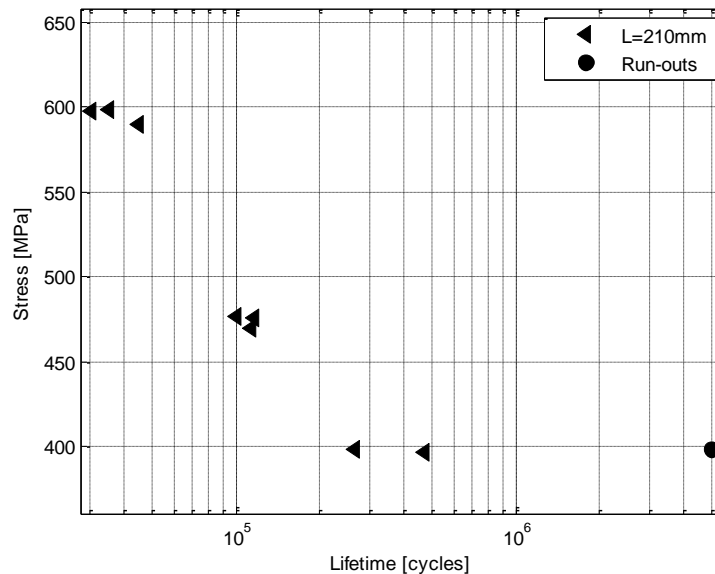


Figura I 1: Gráfico com os valores experimentais dos ensaios de fadiga, obtido com o *software* ProFatigue.

Na Figura I 2 (a) está representado o gráfico do processo iterativo do modelo de Weibull, que relaciona o valor de cada parâmetro para cada uma das iterações realizadas. Na Figura I 2 (b) é apresentado o gráfico que demonstra a evolução do erro em função do número de iterações realizadas.

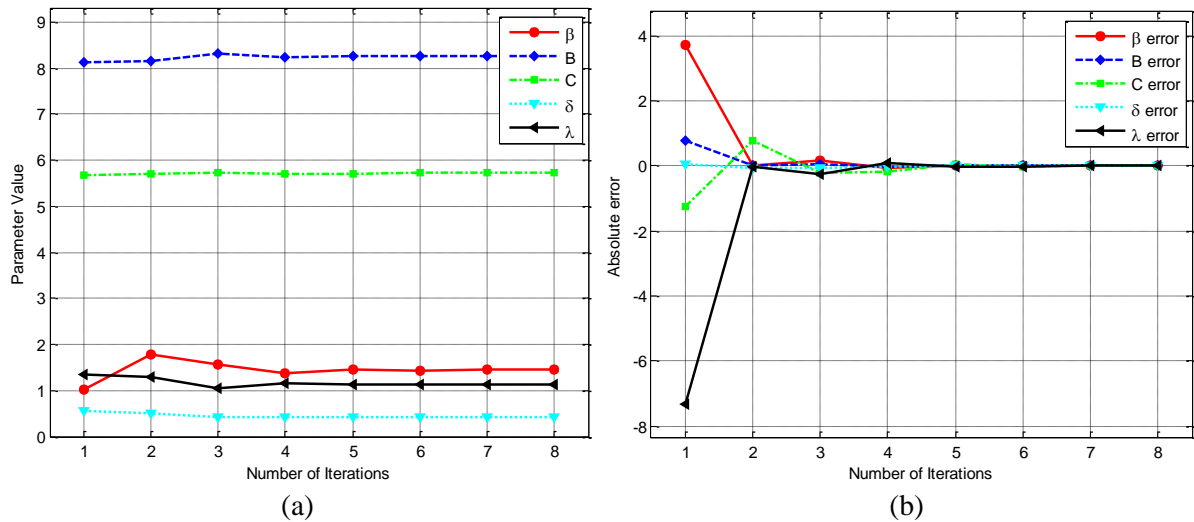


Figura I 2: Gráficos do processo iterativo obtidos com o *software* ProFatigue: (a) relação entre os parâmetros de Weibull e o número de iterações; (b) relação entre o erro e o número de iterações.

Na Figura I 3 apresenta-se a curva S-N com uma probabilidade de rotura de 50%, para os dados obtidos experimentalmente, assim como as respectivas assintotas.

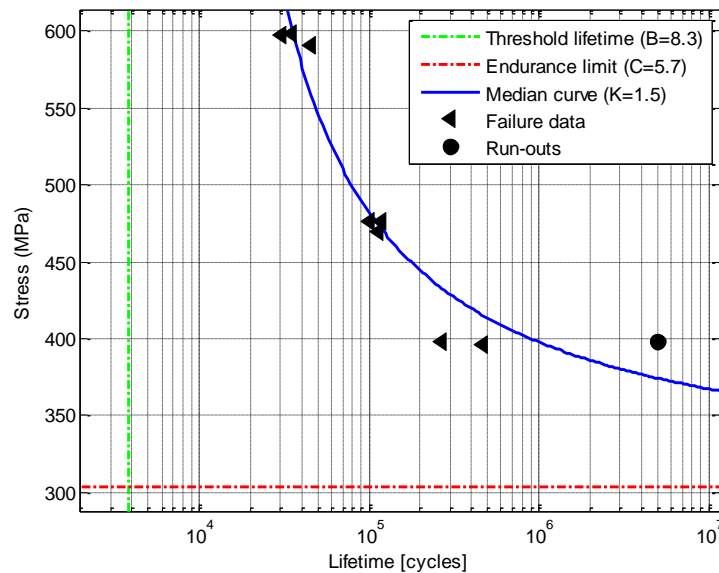


Figura I 3: Curva S-N para uma probabilidade de rotura de 50% para os dados experimentais, obtida com o *software* ProFatigue.

Na Figura I 4 é apresentada o campo S-N probabilístico tendo em conta o modelo de Weibull, assim como as respectivas assintotas vertical e horizontal correspondentes aos valores das constantes B e C, respetivamente, para uma probabilidade de rotura de 0%.

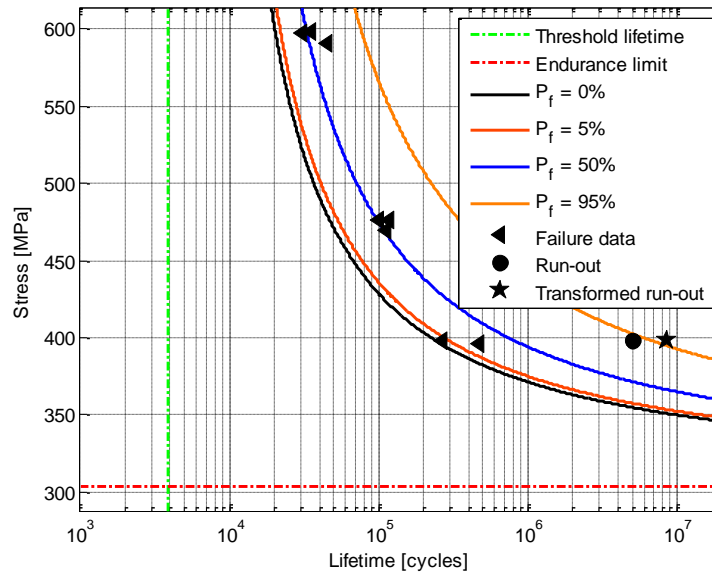


Figura I 4: Curva S-N probabilística de acordo com o modelo de Weibull, obtida com o *software* ProFatigue.

Na Figura I 5 apresentam-se dois gráficos que traduzem a qualidade do ajuste. A variável V segue a distribuição de Weibull e combina o número de ciclos com a gama de tensão.

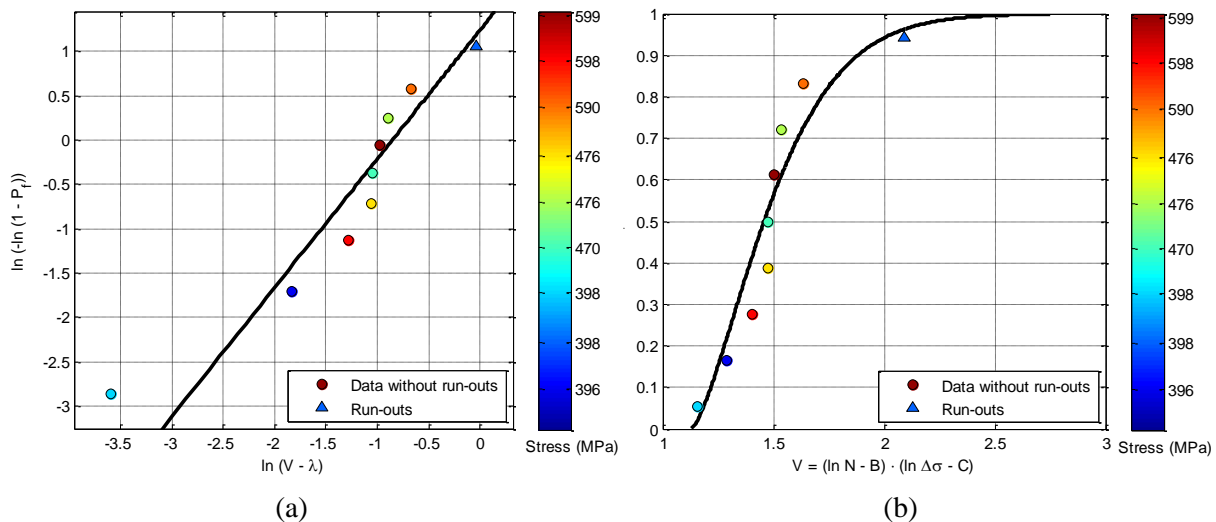


Figura I 5: Gráficos obtido com o *software* ProFatigue que traduzem a qualidade do ajuste.